

Einfluß des Gefügezustandes
auf die Rißbildung und Rißausbreitung
unter schwingender Beanspruchung
bei Titanlegierungen und den Stählen
C105 und 100Cr6

von
Wolfgang G. Böhm

Erlangen 1978



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41548222_0002

Einfluß des Gefügezustandes
auf die Rißbildung und Rißausbreitung
unter schwingender Beanspruchung
bei Titanlegierungen und den Stählen
C105 und 100Cr6

Dem Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen - Nürnberg
zur Erlangung des Grades
Doktor - Ingenieur

vorgelegt von
Wolfgang G. Böhm

Erlangen 1978



Als Dissertation genehmigt vom
Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung: 3.2.1978

Tag der Promotion: 21.4.1978

Dekan: Prof. Dr. D. Seitzer

Berichterstatter: Prof. Dr. U. Zwicker
Prof. Dr. B. Ilschner

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung.....	1
2.	Kenntnisstand.....	2
2.1.	Rißbildung.....	3
2.2.	Rißausbreitung.....	4
3.	Problemstellung.....	10
4.	Werkstoffe, Einstellung verschiedener Gefügezustände und Untersuchungsmethoden.....	12
4.1.	Werkstoffe.....	12
4.2.	Herstellung der Proben.....	13
4.3.	Durch Warmumformung erzielte Gefügezustände.....	15
4.4.	Grobkornglühen bei TiAl6V4.....	19
4.5.	Probenabmessungen.....	23
4.6.	Werkstoffprüfung.....	23
4.7.	Metallographische Untersuchungen.....	25
4.8.	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen.....	26
5.	Ergebnisse.....	26
5.1.	Rißbildung unter Schwellbeanspruchung.....	26
5.1.1.	Entstehung von Rissen an verschieden bearbeiteten Oberflächen.....	26
5.1.2.	Einfluß des Gefüges an der Probenoberfläche auf die Rißbildung.....	29
5.2.	Rißausbreitung unter Schwellbeanspruchung.....	32
5.2.1.	Untersuchung des Einflusses des Gefüges und des Oberflächenzustandes auf das Anrißverhalten und Rißwachstum mittels Dehnungsmessung.....	33
5.2.2.	Rißausbreitung in TiAl6V4.....	39
5.2.2.1.	Rißausbreitung in TiAl6V4 mit grobkörnigem $\alpha + \beta$ -Gefüge an Laborluft.....	39
5.2.2.2.	Rißausbreitung in TiAl6V4 mit grobkörnigem $\alpha + \beta$ -Gefüge in NaCl-Lösung.....	42
5.2.2.3.	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen zur Bestimmung des Rißverlaufs im Gefüge.....	44
5.2.3.	Rißausbreitung in der Legierung TiAl4FeO,75AgO,25 im Gußzustand.....	46
5.2.3.1.	Metallographische Untersuchung des Rißverlaufs.....	47
5.2.3.2.	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen.....	48
5.2.4.	Rißausbreitung im Stahl 100Cr6.....	49
5.3.	Einfluß verschiedener Gefügezustände auf die Dauerfestigkeit.....	51
6.	Diskussion.....	54
6.1.	Einfluß des Gefüges auf die Rißbildung.....	54
6.2.	Einfluß des Gefüges auf die Rißausbreitung.....	58
7.	Zusammenfassung.....	65
8.	Literatur.....	68
9.	Tabellen und Abbildungen.....	73

1. Einleitung

Der Gefügezustand beeinflusst in vielfältiger Weise die Eigenschaften metallischer Werkstoffe. Einzelne Gefügebestandteile können unterschiedliche Werte der Härte und Festigkeit bei entsprechend verändertem Formänderungsvermögen aufweisen, wodurch die mechanischen Eigenschaften entscheidend beeinflusst werden. Bei mehrphasigen Legierungen ist für die makroskopischen Eigenschaften neben vor allem der Form und Größe der einzelnen Gefügebestandteile die Differenz der mikroskopischen Eigenschaften der einzelnen Bestandteile von Bedeutung. Bei der hexagonalen α -Phase von Titanlegierungen verhalten sich die einzelnen Kristallite anisotrop, da der Elastizitätsmodul parallel zur c-Achse höher ist als in einer Richtung senkrecht dazu. Bei Titan technischer Reinheit beträgt der Elastizitätsmodul in c-Richtung zum Beispiel das 1,5-fache der a-Richtung. Werden solche anisotropen Kristallite einer Spannung ausgesetzt, führt diese zu ungleichmäßigen elastischen Mikrodehnungen und entsprechend ungleichmäßiger Spannungsverteilung im Werkstoff. Diese inhomogene Spannungsverteilung im Mikrobereich kann noch verstärkt werden durch vorhandene Mikroeigenspannungen und durch örtliche Spannungsspitzen, die dadurch entstehen, daß die Gefügebestandteile nicht kugelförmig sondern plattenförmig vorliegen. Für die Betrachtung des Rißverhaltens spielen die Bindungskräfte zwischen verschiedenen Gefügebestandteilen eine wichtige Rolle, da dadurch die Trennfestigkeit der Phasengrenze zwischen diesen Gefügebestandteilen beeinflusst wird.

Aus den genannten Gründen wird das Gefüge die Rißbildung im Innern und an der Oberfläche von Werkstoffen, ferner die Rißausbreitung in ihrer Art und Geschwindigkeit verändern. Deshalb sollte der Zusammenhang zwischen dem Gefüge und der Oberflächenbeschaffenheit und der Rißbildung und Rißausbreitung bei TiAl6V4 untersucht und mit einer als Implantatwerkstoff möglichen Legierung TiAl4FeO,75AgO,25 verglichen werden. Diese Ergebnisse sollten denen der Stähle 100Cr6 und C105 gegenübergestellt werden.

2. Kenntnisstand

Bei Titanlegierungen und Stählen können dadurch, daß diese Werkstoffe immer aus mehreren Gefügebestandteilen bestehen, die Gefügeanteile, deren Größe und Form durch Wärmebehandlungen und/oder Umformprozesse variiert werden. Durch Umformprozesse kann zusätzlich eine Vorzugslage der Kristallite (Textur) entstehen, d.h. in Verformungsrichtung können die Gefügebestandteile anders angeordnet und ausgerichtet sein als in einer davon verschiedenen Richtung. Die sich bei den untersuchten Werkstoffen je nach Temperatur und Abkühlbedingungen einstellenden Gefüge bei TiAl6V4¹⁾²⁾ und beim Stahl 100Cr6 und C105³⁾⁴⁾ ermöglichen eine Variation der mechanischen Eigenschaften in einem weiten Bereich. Zum Beispiel wird die Dauerfestigkeit von TiAl6V4 durch das Gefüge beeinflusst. So wurde gefunden, daß bei einer Walztemperatur von 850 °C mit anschließender Wasserabschreckung ($\emptyset$ 8,9 mm, 65 % Umformung) die höchste Dauerfestigkeit von 700 N/mm² erreicht werden kann. Nach 30 % Verformung bei 950 °C/H₂O wurde eine Dauerfestigkeit von 680 N/mm² ermittelt¹⁾. Bei Luftabkühlung von der Walztemperatur wurde die höchste Dauerfestigkeit bei 760 °C gefunden. Eine Umformtemperatur im Bereich der β -Phase ergibt in beiden Fällen niedrigere Dauerfestigkeitswerte⁵⁾. Groblamellares Umwandlungsgefüge weist eine geringere Dauerfestigkeit auf als feinlamellares Gefüge⁶⁾. Detaillierte und zusammenfassende Arbeiten über die bei Schwingbeanspruchung auftretenden Möglichkeiten der Rißbildung und der Rißausbreitung an verschiedensten Werkstoffen liegen in großer Zahl vor^{7-13u.a.)}. Im folgenden soll nur der Kenntnisstand bezüglich der Rißbildung und Rißausbreitung an den zu untersuchenden oder entsprechenden Legierungen beschrieben werden, soweit sie für die Untersuchung des Einflusses des Gefüges von Bedeutung sind.

2.1. Rißbildung

Über die Rißbildung an der Probenoberfläche wurden verschiedene Modellvorstellungen entwickelt. Die wichtigste und allgemein anerkannte Vorstellung geht davon aus, daß persistente Gleitbänder an der Probenoberfläche bei zyklischer Beanspruchung zu Stufen führen, die durch wechselweises Betätigen verschiedener Gleitbänder einen Anriß bilden, wie an Kupfer-Einkristallen gezeigt wurde¹⁴⁾. In den Gleitbändern führen, wie bei Cu, Ni, Mg und Nb gezeigt werden konnte, Leerstellendipole mit Wand- oder Leiterstruktur zu Zugspannungen, die die Rißöffnung und den Rißfortschritt fördern¹⁵⁾. An polykristallinem, reinem Titan wurden Gleitbänder an der Probenoberfläche in einigen Kristalliten bereits nach wenigen Lastwechseln gefunden. Der Riß an der Probenoberfläche verläuft in oder parallel zu diesen Gleitbändern. Die Bereiche zwischen den Kristalliten mit Gleitbändern überwindet der Riß durch Trennung an den Korngrenzen¹⁶⁾. Wie auch an der Legierung TiAl₆ gezeigt wurde, können Gleitbänder mit {10 $\bar{1}$ 0}-Orientierung an der Probenoberfläche zu Stufenbildung führen¹⁷⁾. Die persistenten Gleitbänder wurden auch in einem Stahl mit 0,1 % C nach einer Zug-Druck-Wechselverformung gefunden. Eine vorhergehende Dehnung um 3 % erhöht die Anzahl der metallographisch sichtbaren Gleitbänder, da durch die Vorverformung die Bildung von Gleitbändern erleichtert wird¹⁸⁾. Bei der Untersuchung der Bildung von Anrissen in der Legierung TiAl₆V₄ wurde gefunden, daß Risse an der Oberfläche großer α -Körner in Gleitbändern vor allem bei hohen Spannungen entstehen. Die Lastspielzahl bis zum Anriß beträgt etwa $0,03 \cdot N_{Br}$. Bei niedrigen Spannungen erfolgt der Anriß nach ungefähr $0,4 \cdot N_{Br}$ an den α/β -Korngrenzen¹⁹⁾. Ein anderes Modell, das aufgrund von Untersuchungen an AlZnMg-Legierungen entworfen wurde und das besonders für Werkstoffe mit einer weichen zweiten Phase Gültigkeit haben kann, beschreibt die Vorgänge des Herauspressens und Einziehens dieser Phase an der Probenoberfläche, die zur Rißbildung führen

kann²⁰⁾. Neben dem Einfluß des Gefüges an der Probenoberfläche hat die von der Probenherstellung herrührende Oberflächenschicht einen Einfluß auf die Rißbildung. Beim Schleifen eines Stahls treten in der Oberfläche kurzzeitig Temperaturen auf, die zu röntgenographisch nachweisbaren Eigenspannungen führen. Beim Stahl 100Cr6 wurde im weichen und gehärteten Zustand durch Impulserwärmen die Erwärmung und schnelle Abkühlung während des Schleifens simuliert und im weichen Zustand je nach Erwärmung Zugeigenspannungen von ca. 700 N/mm^2 bis in eine Tiefe von 0,1 - 0,3 mm gefunden. Im gehärteten Zustand können die Eigenspannungen an der Oberfläche noch höhere Werte annehmen²¹⁾. Durch die thermischen Spannungen und Umwandlungsspannungen, die bei ungünstiger Führung des Schleifvorganges auftreten können, kann unter der Oberfläche ein Netzwerk von Schleifrissen entstehen²²⁾, die bei Schwingbeanspruchung zu wachstumsfähigen Anrissen führen können. Neben den Anrissen an der Probenoberfläche können auch im Probeninnern Anrisse entstehen. Bei den Legierungen TiAl4Mo4Sn2Si0,5 und TiAl6V4 wurde bei Zug-schwellbeanspruchung nach Lastspielzahlen größer als $2 \cdot 10^6$ bei niedriger und streng einachsiger Spannung gefunden, daß im Probeninnern jeweils durch ein ca. $10 \mu\text{m}$ großes, glatt getrenntes α -Korn ein Anriß entstand, der zum Bruch der Probe führte²³⁾.

2.2. Rißausbreitung

Die Rißausbreitung kann in Kupfer-Einkristallen nach dem gleichen Mechanismus erfolgen, wie er bei der Rißbildung beschrieben wurde¹⁴⁾. Bei vielkristallinen Werkstoffen wird dieser Mechanismus an Bedeutung verlieren, da die Gleitebenen nicht mehr so ideal abwechselnd betätigt werden können. Bei der Rißausbreitung ergibt sich, je nachdem, ob der Riß in einem Werkstoff mit hohem oder geringem Formänderungsvermögen fortschreitet, unterschiedliches Rißverhalten und Bruchaussehen. Bei Werkstoff mit hohem

Formänderungsvermögen wird die große plastische Arbeit zu niedrigeren Rißfortschrittsgeschwindigkeiten und höheren K_{Ic} -Werten führen, als bei Werkstoffen mit geringem Formänderungsvermögen. Liegen harte Teilchen in einer weichen Matrix vor, beeinflusst der Teilchenabstand, die Teilchenform und -größe und deren Volumenanteil die Rißzähigkeit.²⁴⁾ Erfolgt der Rißfortschritt durch Spaltbruch, besteht meist ein Zusammenhang der Orientierung der Spaltbruchfläche mit dem Kristallgitter. Bei TiAl6V4 liegt die Spaltbruchfläche der α -Körner meist in einem Winkel von 15° zur (0001)-Ebene. Bei reinem Titan weicht die Spaltfläche höchstens etwa 5° von der (0001)-Ebene ab²⁵⁾. Die plastischen Verformungen vor Eintritt des Bruches, die bei Titan und Titanlegierungen möglich sind, obwohl die primäre Gleitebene {10 $\bar{1}$ 0} und die Spaltebene nicht identisch sind, ist auf Zwillingsbildung zurückzuführen²⁶⁾. Bei Titan treten hauptsächlich die Zwillingsebenen {10 $\bar{1}$ 2}, {11 $\bar{2}$ 1} und {11 $\bar{2}$ 2} auf²⁷⁾.

Im Stadium I des Rißfortschritts, der meist bis zu einer Tiefe von einem Kornurchmesser erfolgt, werden keine Gleitbänder oder Zwillinge in der Umgebung der Rißspitze gefunden. Mit zunehmender Rißlänge und Spannungsintensität bilden sich jedoch in der Umgebung der Rißspitze Gleitbänder und bei noch größeren Rißlängen Zwillinge, denen der Riß folgt¹⁹⁾. Bei den metallkundlichen Einflußgrößen wirkt sich auch der Elastizitätsmodul auf die Wachstumsgeschwindigkeit aus²⁸⁾. Wird die Spannungsintensität auf den E-Modul normiert, ergeben sich für viele Werkstoffe gleiche und berechenbare Rißwachstumsgeschwindigkeiten. Neben dem Elastizitätsmodul beeinflussen jedoch auch solche Gefügezustände, die zu keiner Änderung des makroskopischen E-Moduls führen die Rißbildung und das Rißwachstum. So wurde bei der Legierung TiAl6V4 gezeigt, daß abnehmende α -Korngröße, die den Elastizitätsmodul kaum beeinflusst, die Dauerfestigkeit erhöht²⁹⁾. Zunehmende Korngröße führt zu einer höheren Rißzähigkeit³⁰⁾. Eine hohe Rißzähigkeit von ca. $3200 \text{ Nmm}^{-3/2}$ wurde bei der Legierung

TiAl6V4 gefunden bei einem Gefüge mit groben, plattenförmigen α -Körnern, wie man es durch Glühen oder Umformen oberhalb der β -Umwandlungstemperatur erhält. Ein globuläres $\alpha+\beta$ -Gefüge, wie es nach dem Umformen im $\alpha+\beta$ -Gebiet erhalten wird, hat dagegen nur einen Spannungsintensitätsfaktor von $2000 \text{ Nmm}^{-3/2}$. Das langsame Rißwachstum und die hohe Rißzähigkeit wird darauf zurückgeführt, daß sich im plattenförmigen Gefüge leicht Nebenrisse bilden, die Bruchenergie verbrauchen, die somit dem Wachstum des Hauptrisses nicht zur Verfügung steht³¹⁾³²⁾. Mehrere α -Platten mit gleicher Orientierung verhalten sich beim Bruch wie ein einzelner Kristall und werden entlang einer Gleitebene getrennt³³⁾. Besonders bei hohen Prüfspannungen im Zugschwellbereich zeigt der Gefügezustand mit plattenförmigen α -Körnern die Neigung, Rißverlauf mit Zacken und Rißverzweigungen zu bilden, wie Bruchflächenuntersuchungen ergeben haben. Bei ΔK -Werten von über $1100 \text{ Nmm}^{-3/2}$ zeigen Proben mit diesem Gefügezustand auch langsames Rißwachstum als Proben mit globularem $\alpha+\beta$ -Gefüge³⁴⁾. Untersuchungen des Einflusses der Verformungstemperatur auf die Bruchzähigkeit der Legierung TiAl6V4 zwischen 750°C und 1050°C haben ergeben, daß die Bruchzähigkeit mit steigender Verformungstemperatur geringer wird und bei 950°C einen Minimalwert erreicht. Bei einer Verformungstemperatur von 1050°C wird wiederum ein hoher Wert für die Bruchzähigkeit gefunden, der höher ist als der Wert nach einer Verformung bei 750°C ³⁵⁾. An dauerschwingbeanspruchten Titanproben mit einer Korngröße von ca. $150 \mu\text{m}$ wurden neben dem Hauptriß Nebenrisse gefunden, deren gezacktes Aussehen vermutlich auf transkristallinen Bruch der Körner hinweist. Ein Zusammenhang zwischen Gleitbändern und Riß konnte nicht gefunden werden³⁶⁾.

Bei Stählen liegen Untersuchungen über Rißwachstumsgeschwindigkeiten in ferritischen, perlitischen und ferritisch-perlitischen Gefügen vor. In einem ferritischen Stahl wächst der Riß schneller als in einem perlitischen

bis zu einer bestimmten Rißlänge, über der die Rißfortschrittsgeschwindigkeit im perlitischen Stahl höhere Werte aufweist. Für einen ferritisch-perlitischen Ck45 liegen die Werte zwischen denen der anderen beiden Stähle. Zusätzlich wurde festgestellt, daß der Riß besonders bei diesem Stahl ungleichmäßig schnell durch das Gefüge läuft. Auch beim Perlit tritt, wenn auch in geringerem Maße, sprunghaftes Rißwachstum auf³⁷⁾. Das deutet auf einen starken Einfluß der einzelnen Gefügebestandteile und der Lage der Körner zur Rißspitze hin. Ein Einfluß des Lamellenabstandes des Perlits auf die Bruchzähigkeit bei Raumtemperatur konnte nicht gefunden werden. Dagegen führt eine Zunahme der Korngröße von ca. 20 μm auf 60 μm zu einer Erhöhung der Bruchzähigkeit um ca. 316 $\text{Nmm}^{-3/2}$ 38). An einem perlitischen Stahl wurde mittels Messung der dynamischen Bruchzähigkeit jedoch beobachtet, daß eine Erhöhung der ehemaligen γ -Korngröße von 14 μm auf 148 μm zu einer Verminderung der Bruchzähigkeit um ca. 632 $\text{Nmm}^{-3/2}$ führt. Dies wird darauf zurückgeführt, daß die Orientierung des Perlits innerhalb eines ehemaligen γ -Korns gleichbleibt und damit der Riß bei einer kleinen Korngröße oft seine Richtung wechseln muß und damit mehr Energie benötigt, um fortzuschreiten³⁹⁾. Bei den meisten Stählen muß bei der Untersuchung des Rißverhaltens berücksichtigt werden, daß in dem Werkstoff auch nichtmetallische Einschlüsse vorliegen, die den Rißverlauf beeinflussen können. So führen zum Beispiel in Verformungsrichtung ausgestreckte Mangansulfide zu Nebenrissen und wegen ihrer geringen Festigkeit zu einer Rißbeschleunigung. Oxidische Einschlüsse, die meist sehr hart und scharfkantig sind, führen zu Anrissen im Innern und vermindern die Dauerfestigkeit. Runde Eisenoxideinschlüsse in Weicheisen wurden durch den Dauerbruch aus der Matrix gelöst⁴⁰⁾.

Bei der Untersuchung des Einflusses der Umgebungsbedingungen auf den Ermüdungsrißfortschritt in TiAl6V4-Elechen wurden steigende Rißfortschrittsgeschwindigkeiten be-

sonders bei kleinen ΔK -Werten in Medien in folgender Ordnung gefunden: trockenes Argon, Luft, destilliertes Wasser, 3,5%-ige wässrige NaCl-Lösung. In allen Medien wurden bei Proben quer zur Walzrichtung höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten gemessen als bei Längsproben⁴¹⁾. Die Untersuchung der Bruchflächen der in 3,5%-iger wässriger NaCl-Lösung geprüften Legierung TiAl8 ergab lange Spaltbruchbereiche. Der Riß verläuft überwiegend transkristallin durch die α -Körner⁴²⁾.

Einen noch nicht vollständig geklärten Einfluß auf die Rißentstehung und Rißausbreitung übt Wasserstoff aus. In Stählen tritt hauptsächlich durch die Sprengwirkung des sich in Hohlräumen sammelnden Wasserstoffs eine Versprödung ein, wobei die Wasserstoffversprödung je nach Stahl unterschiedlich stark oder gar nicht auftritt⁴³⁾⁴⁴⁾. Verschiedene Stähle zeigen eine Verminderung der Bruchlastspielzahl durch Wasserstoff. Geringe Gehalte an Luft in der Wasserstoffatmosphäre vermindern jedoch den Wasserstoffeinfluß erheblich, da die frisch gebildeten Bruchflächen oxidieren und vor Wasserstoffangriff geschützt werden⁴⁵⁾. Bei Titan und Titanlegierungen besteht vor allem die Möglichkeit der Hydridbildung. Da das Titanhydrid ein geringes Formänderungsvermögen hat, kann es die Rißbildung und Rißausbreitung beschleunigen. Durch hohe örtliche Spannungen, wie sie vor der Rißspitze auftreten, kann es zu einer Wasserstoffanreicherung kommen⁴⁶⁾, wie auch durch Eigenspannungen neben Schweißnähten gezeigt wurde. Neben der Schweißnaht wurde bei TiAl6V4 eine Erhöhung des Wasserstoffgehaltes auf das 1,3-1,6-fache der Ausgangskonzentration gefunden⁴⁷⁾. Der Diffusionskoeffizient bei Raumtemperatur ist vermutlich viel höher als aus den Werten bei höheren Temperaturen extrapoliert werden kann⁴⁸⁾. Bei TiAl6V4 wurde bei einem Wasserstoffgehalt über 200 ppm eine Verminderung der Bruchzähigkeit mit zunehmendem Gehalt an Wasserstoff gefunden⁴⁹⁾. Wird die Untersuchung des Verhaltens unter schwingender Beanspruchung in Wasserstoff-

atmosphäre durchgeführt, bildet der Wasserstoff bei TiAl6V4 mit plattenförmigem Gefüge an der α/β -Phasengrenze Hydride, die zu treppenartigem Bruchaussehen führen⁵⁰⁾. Bilden sich die Hydride nicht an den Phasengrenzen, sondern in α -Körnern, entstehen sie bei reinem Titan hauptsächlich auf der $\{10\bar{1}0\}$ -Ebene und bei Titan mit 3-6,6% Aluminium auf der Basisebene⁵¹⁾.

3. Problemstellung

Die bisher vorliegenden Untersuchungen an Titanlegierungen und Stählen haben ergeben, daß der Gefügezustand einen Einfluß auf die Dauerfestigkeit und die bruchmechanischen Eigenschaften ausübt. Wie die einzelnen Gefügebestandteile den Rißfortschritt beeinflussen und auf welche Arten sich der Riß in den verschiedenen Gefügen ausbreitet, ist bei den Legierungen TiAl6V4, TiAl4FeO,75AgO,25, 100Cr6 und C105 noch nicht hinreichend geklärt. Ziel dieser Arbeit war es deshalb, den Einfluß des Gefügezustandes und einzelner Gefügebestandteile auf Rißbildung und Rißwachstum bei diesen Legierungen näher zu untersuchen und die bei den verschiedenen Legierungen gefundenen Ergebnisse miteinander zu vergleichen.

Um von der Probenform unbeeinflusste Rißbildung untersuchen zu können, mußten Rundproben gewählt werden. Durch mikroskopische Untersuchung des Rißverlaufs in verschiedenen Gefügezuständen und durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen und der Probenoberflächen sollte geklärt werden, wie in diesen Gefügen der Riß entsteht und auf welche Arten er sich ausbreitet. Durch Messung der Verlängerung zugschwellbeanspruchter, runder Pulserproben sollte versucht werden, plastische Dehnung, Rißbildung und Rißausbreitung bei verschiedenen Gefügezuständen zueinander in Beziehung zu setzen. Für die lichtmikroskopische Untersuchung des Rißverlaufs mußte möglichst grobkörniges Gefüge erzeugt werden, um den Einfluß einzelner Körner auf den Rißverlauf untersuchen zu können. Außerdem war bei einem grobkörnigen Gefüge zu erwarten, daß die für das Gefüge charakteristischen Rißausbreitungsarten ausgeprägter in Erscheinung treten. Der Tatsache, daß ein Riß in einem dreidimensionalen Gefügeaufbau fortschreitet, sollte durch Abtragen der Schlifffläche in dünnen Schichten Rechnung getragen werden. Damit wird auch der Einfluß von Körnern erfaßt, die über oder unter einer zufälligen

Schliffebene liegen.

Anhand der ausgewählten Werkstoffe sollte darüber hinaus der Einfluß unterschiedlicher Gehalte an Legierungselementen auf die Rißbildung und Rißausbreitung untersucht werden. Da die Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$ als Implantatwerkstoff vorgesehen ist, war es notwendig, den Einfluß einer physiologischen Kochsalzlösung als korrosives Medium auf die Bildung und Ausbreitung bei Schwingbeanspruchung zu untersuchen.

Da bei der Rißbildung die Probenoberfläche von großer Bedeutung ist, sollte neben dem Gefügeeinfluß der Einfluß der Probenherstellung und damit der Oberflächenbeschaffenheit auf die Rißbildung berücksichtigt werden. Die dafür notwendigen Proben aus TiAl_6V_4 sollten daher durch Drehen und Schmirgeln hergestellt werden. Durch thermisches Ätzen besteht die Möglichkeit, eine verformungsfreie Oberfläche zu erzeugen. Zudem wird beim thermischen Ätzen durch die unterschiedliche Abtragungsgeschwindigkeit der einzelnen Körner das Gefüge an der Oberfläche sichtbar. Außerdem wird dabei eine Wasserstoffaufnahme vermieden, wie sie beim chemischen Ätzen erfolgen kann. Die Stahlproben mußten durch Schleifen hergestellt werden, da Drehen zu einer ungleichmäßigen, ausgerissenen Oberfläche führt. Die geschliffenen Proben sollten mit geätzten Proben verglichen werden, die keine Verformungen mehr von der Bearbeitung aufweisen.

4. Werkstoffe, Einstellung verschiedener Gefügestände und Untersuchungsmethoden

Den Untersuchungen lagen die Werkstoffe TiAl6V4, Ti-14FeO,75AgO,25, 100Cr6 und C105 zugrunde, bei denen durch unterschiedliche Warmumformungen und Wärmebehandlungen verschiedene Gefügestände eingestellt wurden, die mit den angewendeten Untersuchungsmethoden im folgenden beschrieben werden.

4.1. Werkstoffe

Die Legierung TiAl6V4 hatte nach Angaben des Herstellers folgende chemische Zusammensetzung in Gew.-%:

Al: 6,4; V: 4,1; Fe: 0,12; O: 0,15; C: 0,0012; H: 0,01; H: 0,0028; Rest Titan. Die Zugfestigkeit R_m wurde mit 1020 N/mm^2 und die Streckgrenze R_p mit 925 N/mm^2 in Längsrichtung und mit 1043 N/mm^2 bzw. 1021 N/mm^2 in Querrichtung angegeben. Der Ausgangswerkstoff bestand aus geschmiedeten und geschälten Rundstangen mit einem Durchmesser von 65 mm, die 105 min/730 °C/Luft wärmebehandelt worden waren. Abb. 1 zeigt das Gefüge des Ausgangszustandes dieser Legierung in Längs- und Querrichtung. Die Härte betrug auf dem Längsschliff 336_{-14}^{+15} HV10 und auf dem Querschliff 324_{-2}^{+6} HV10.

Die Legierung TiAl4FeO,75AgO,25 wurde durch mehrmaliges Schmelzen im Lichtbogenofen hergestellt. Das Titan war zuvor durch 3-maliges Aufschmelzen von Schwammtitan im Lichtbogenofen und anschließend im Elektronenstrahl-ofen unter Vakuum von 10^{-7} bis 10^{-8} bar kompaktiert und gereinigt worden. Der Gehalt an Beimengungen im Schwammtitan wurde vom Hersteller wie folgt analysiert:

C: 0,01; Fe: 0,02; H: 0,01; O: 0,04; N: 0,003; Si: 0,01; Ni: 0,05. Das zulegierte Aluminium hatte einen Reinheitsgrad von 99,99 % und Eisen von 99,9 %. Abb. 2 gibt das Gefüge der in einer wassergekühlten Kupferkokille erstarrten Legierung wieder. Die Härte betrug 255_{-42}^{+19} HV10. Wegen der großen Körnerstreuung die Härtewerte stark.

Der im Elektroofen erschmolzene Werkzeugstahl für Kaltarbeit 100Cr6 mit der Werkstoffnummer 1.2067 lag im Anlieferungszustand als Stange mit 64 mm Durchmesser vor und wies folgende chemische Zusammensetzung in Gewichtsprozent auf: C: 1,00; Si: 0,24; Mn: 0,37; P: 0,01; S: 0,01; Cr: 1,44.⁺⁾ Das Gefüge des weichgeglühten Anlieferungszustandes mit körnigem Zementit gibt die Abb. 3 im Längsschliff wieder. Die Zementitkörner sind in ihrer Größenverteilung gleichmäßig und haben einen Durchmesser von ungefähr 1-3 μm . Das Gefüge im Querschliff ist identisch mit dem Gefüge im Längsschliff. Die Vickershärte dieses Gefügezustandes betrug auf dem Längsschliff 193^{+5}_{-9} HV30 und auf dem Querschliff 189^{+3}_{-5} HV30 und ist somit im Rahmen der Meßgenauigkeit gleich.

Als ein dem 100Cr6 entsprechender Stahl ohne Chromzusatz wurde der unlegierte Werkzeugstahl C105 gewählt. Auch dieser Stahl lag im Anlieferungszustand in Form von Rundstangen mit 65 mm Durchmesser vor. Das Gefüge des weichgeglühten Zustandes zeigt Abb. 4. Der Zementit ist noch nicht vollständig rund eingeformt und an den Korngrenzen ist teilweise Sekundärzementit vorhanden, der durch den Weichglühprozeß kaum eingerundet wurde. In Querrichtung zur Stangenachse zeigt der Werkstoff ein stärker verformtes Gefüge als in Längsrichtung. Die Härte im Anlieferungszustand betrug auf dem Längsschliff 170^{+1}_{-2} HV30 und auf dem Querschliff 174 ± 0 HV30.

4.2. Herstellung der Proben

Mit Ausnahme der Proben, an denen die Eigenschaften des Anlieferungszustandes und des Gußzustandes untersucht wurden, waren die Werkstoffe vor der Probenentnahme in der Wärme umgeformt worden. Die Bolzen mit einer Länge von ca. 150 mm und mit einem Durchmesser von 65 mm wurden zuerst mit einer Freiformschmiede auf einen Durchmesser von ca. 45-50 mm geschmiedet. Die Schmiedetemperatur betrug bei allen Werkstoffen 950 °C. Die Zeit, während der die Probe

⁺⁾ nach Angaben der Lieferfirma

auf dieser Temperatur war, betrug zwischen 15 und 20 Minuten. Es waren zwei Zwischenglühungen von jeweils 5 min nötig, um die Proben während der Umformung auf der Temperatur von 950 °C zu halten. Um bei Titan die Glühzeit und damit die Sauerstoffaufnahme zu vermindern, wurden die Stangen induktiv aufgeheizt. Die Temperatur wurde mit einem Pyrometer abgeschätzt. Zum Temperatúrausgleich zwischen Randzone und Kern wurde die Probe noch 5 min bei 950 °C in einem Kammerofen gehalten. Anschließend an das Schmieden wurden die Proben kalibergewalzt. Das geöffnete 1. Kaliber wurde nach jedem Stich um 2 mm geschlossen. Die zu walzenden Proben wurden jedesmal um 90° gedreht und 3 bis 5 min zwischengeglüht. Die Umfangsgeschwindigkeit der Walzen betrug 30 m/min. Bis das 1. Kaliber vollständig geschlossen wurde (ca. 30 % Umformung), waren die Proben insgesamt ca. 40 min bei einer Temperatur von 950 °C. Die Schlüsselweite der Stangen mit einem sechseckigen Querschnitt betrug 30 mm. Nach dem Abkühlen wurden die Stangen in drei Teile zersägt und bei verschiedenen Walztemperaturen auf eine Abmessung 20x20 mm gewalzt und die dabei auftretenden Walzkräfte mittels einer Kraftmeßdose gemessen. Der Umformgrad betrug ca. 87 %. Es wurde jeweils 3 min zwischengeglüht, ausgenommen beim Werkstoff 100Cr6 bei der Walztemperatur 1050 °C, bei der nach 3 Stichen nur einmal zwischengeglüht wurde und bei den Walztemperaturen 950 °C und 1100 °C, bei denen keine Zwischenglühung nötig war. Später standen Walzen mit größeren Kalibern zur Verfügung. Dadurch entfiel das Schmieden und der Werkstoff wurde über sein gesamtes Volumen gleichmäßiger umgeformt. Die Wärmebehandlung während der Umformung und der Umformgrad blieb unverändert.

Nach dem Teilen der Proben schloß sich ein Flachwalzen bei der jeweiligen Walztemperatur an. Die Umfangsgeschwindigkeit der Walzen betrug 16 m/min. Die Proben wurden in 15 min aufgeheizt. Zwischen jedem Stich mit einer Dickenabnahme von 3 mm wurde 3 min zwischengeglüht. Bei einer Endhöhe von 5,5 mm betrug der Umformgrad beim Flachwalzen 73 %.

Insgesamt wurden die Proben damit um 96 % warmumgeformt. Bei den Stählen erfolgte nach dem letzten Stich Luftabkühlung. Die Titanlegierung TiAl6V4 wurde nach dem letzten Stich 5 min bei der jeweiligen Walztemperatur gegläht und in Wasser abgeschreckt. Dadurch wurde erreicht, daß sich reproduzierbare Gefügezustände ausbildeten. Aus diesen Streifen wurden die Proben in Längs-, Quer- und 45°-Richtung entnommen. Die Titanproben wurden gedreht und mit Schmirgelpapier bearbeitet. Die Stahlproben wurden mit Übermaß vorgedreht und die letzten 0,2 mm mit einer entsprechend profilierten Schleifscheibe geschliffen.

Die Probe in Form einer Hüftgelenkendoprothese aus der Legierung TiAl4Fe0,75AgC,25 wurde durch Schmelzen im Lichtbogenofen hergestellt. Die legierten Schmelzknöpfe wurden in der Rohform einer wassergekühlten Kupferkokille nochmals aufgeschmolzen. Durch Kopierfräsen wurde dann das Implantat maßhaltig gefertigt und die Oberfläche durch Schmirgeln geglättet.

4.3. Durch Warmumformung erzielte Gefügezustände

Bei der Titanlegierung TiAl6V4 werden durch die verschiedenen Temperaturen beim Warmwalzen die Phasenanteile an α und β und die Form der α - und β -Körner variiert. Abb. 5 zeigt das Gefüge nach dem Vorschmieden bei 950°C. Die Gefüge nach dem nächsten Umformschritt, dem Kaliberwalzen bei den Temperaturen von 800°C bis 1025°C sind in Abb. 6 gezeigt. Die Gefüge bei 800°C und 850°C zeigen bei gleichem Umformgrad ein stärker verformtes Gefüge als bei darüberliegenden Temperaturen, bei denen Rekristallisation möglich ist. Bei einer Walztemperatur von 880°C nimmt die Korngröße zu. Bei 900°C liegt feines rekristallisiertes Gefüge vor, das mit auf 950°C zunehmender Walztemperatur wieder gröberes Korn zeigt. Bei 1025°C liegt nach der Luftabkühlung grobes, plattenförmiges Gefüge vor. Abb. 7 zeigt die bei den unterschiedlichen Walztemperaturen gemessenen Walzkräfte, die sich im Bereich dieser Temperaturen mit zu-

nehmender Walztemperatur vermindern. Bei Temperaturen über 900°C , bei denen höher im $\alpha+\beta$ -Gebiet mit geringeren α -Anteilen umgeformt wird und zunehmend Rekristallisation während der Verformung möglich ist, flacht die Kurve ab.

Durch das anschließende Flachwalzen der kalibergewalzten Stangen bei den verschiedenen Walztemperaturen wurde der Umformgrad erhöht. Zusätzlich wurde durch das Flachwalzen der Proben eine von der Verformungsrichtung abhängige Orientierung der Körner erzielt. Abb. 8 bis Abb. 12 zeigen die Gefüge der flachgewalzten und 5 min bei der jeweiligen Walztemperatur nachgeglühten und in Wasser abgeschreckten Proben. Durch die verschiedenen Walztemperaturen ändern sich wieder die Phasenanteile an primärem α und β . Die Zeitlichkeit des Gefüges wird bereits bei einer Walztemperatur von 880°C (Abb. 10) schwächer und ist bei einer Walztemperatur von 950°C kaum noch feststellbar (Abb. 11). Bei einer Walztemperatur von 1025°C (Abb. 12) tritt nach der Wasserabschreckung kein Unterschied im Gefüge zwischen Längs- und Querrichtung auf. Das Gefüge unterscheidet sich von den anderen Walztemperaturen durch das grobe β -Korn, das in sehr feines, plattenförmiges Gefüge umgewandelt wurde.

Die Härtewerte der verschiedenen Gefügezustände sind in Tab. 1 wiedergegeben. Nach dem Schmieden der Stange und dem Abwalzen bei 950°C auf einen Querschnitt mit einer Kantenlänge von 32 mm betrug die Härte $322^{+6}_{-14}\text{HV}_{30}$. Nach dem Kaliberwalzen auf 20 mm zeigen die Härtewerte mit zunehmender Walztemperatur abnehmende Härtewerte. Die Werte streuen jedoch stark. Die Werte der bei 1025°C gewalzten Probe mit plattenförmigem α liegen etwas höher ($326^{+13}_{-6}\text{HV}_{30}$) als die der Proben mit globularem Gefüge (900°C und 950°C). Nach dem Flachwalzen und der Wasserabschreckung liegen die Härtewerte in Längsrichtung höher als im kalibergewalzten Zustand. Die Werte in Querrichtung sind, mit Ausnahme der Walztemperatur 1025°C , bei der keine Anisotropie festzu-

stellen ist, um ca. 20 Einheiten niedriger als die Werte in Längsrichtung. Die Werte, die auf Schliffen mit einem Winkel von 45° zur Stangenachse und damit zur Verformungsrichtung gemessen wurden, liegen zwischen den Werten der Längs- und Querrichtung. Die Härtewerte der bei Walztemperaturen von 800°C und 850°C umgeformten Werkstoffe sind mit ca. 361 HV30 gleich. Höhere Walztemperaturen von 880°C und 900°C führen zu höheren Härten (391HV30). Bei 950°C , bei der das in Abb. 11 gezeigte Gefüge vorliegt, vermindert sich die Härte wieder (370HV30) und bei 1025°C beträgt die Härte im fein umgewandelten, plattenförmigen Gefüge mit einem ehemaligen β -Korndurchmesser von 0,5 mm 385 HV30. Die Werte in Querrichtung zeigen mit Ausnahme der bei 1025°C gewalzten Probe keinen Einfluß der Walztemperatur.

Beim Stahl 100Cr6, der vor dem Walzen im weichgeglühten Zustand vorlag, tritt durch die Warmumformung je nach Walztemperatur unterschiedliche Lösung und Ausscheidung von Zementit ein. Die Verformung beschleunigt diese diffusionsgesteuerten Vorgänge und führt außerdem zu einer zeitigen Verteilung der harten Zementitkörner in der weicheren ferritischen oder bei höheren Temperaturen austenitischen Grundmasse. Abb. 13 zeigt das Gefüge nach dem Schmieden in Längs- und Querrichtung bei verschiedenen Vergrößerungen. Die Zementitkörner haben sich teilweise aufgelöst und durch die Luftabkühlung in Form von feinlamellarem Perlit wieder ausgeschieden. Nur die Schlacken sind in Längsrichtung ausgestreckt. Durch das Kaliberwalzen erfolgt bereits eine Ausrichtung der Körner und der nicht gelösten Zementitpartikel in Längsrichtung. Abb. 14 bis Abb. 17 zeigen die Gefüge nach dem Kaliberwalzen in Längs- und Querrichtung bei den verschiedenen Walztemperaturen. Mit zunehmender Walztemperatur wurde mehr Zementit gelöst, wobei sich zuerst die kleinen Zementitkörner auflösen und der Kohlenstoffgehalt im Perlit zunimmt. Aber selbst bei einer Walztemperatur von 950°C sind noch große Zementitkörner festzustellen (Abb. 15). Gleichzeitig tritt mit höher werdender

Temperatur eine Vergrößerung der Perlitkörner ein. Bei 1025°C (Abb. 16) tritt an den Korngrenzen schalenförmiger Zementit auf; runde Karbidteilchen, die sich noch nicht aufgelöst haben, sind nur noch vereinzelt festzustellen. Die Perlitkorngröße hat gegenüber der Walztemperatur von 950°C (Abb. 15) erneut zugenommen und liegt bei etwa $20\text{ }\mu\text{m}$. Bei 1100°C besteht zwischen Längs- und Querrichtung kein Unterschied mehr, so daß in der Abb. 17 nur der Querschliff gezeigt wird. Bei dieser Temperatur hat die Perlitkorngröße auf ca. $30\text{ }\mu\text{m}$ zugenommen. Mit dem Mikroskop sind bei 1000-facher Vergrößerung keine runden Zementitteilchen mehr erkennbar. Dagegen sind die Körner jetzt fast vollständig mit einem Zementitnetz umgeben. Die Walzkraft in Abhängigkeit von der Walztemperatur (Abb. 7) zeigt zwischen 800°C und 1100°C einen ungefähr linearen, leicht abnehmenden Verlauf. Bei einer Walztemperatur von 750°C sind die Walzkraften am höchsten, da der Formänderungswiderstand bei der niedrigen Temperatur höher ist und außerdem das Gefüge noch nicht in Austenit mit einem geringeren Formänderungswiderstand umgewandelt wurde.

An das Kaliberwalzen schloß sich das Flachwalzen bei den entsprechenden Walztemperaturen an. Die Proben wurden von der Walztemperatur an Luft abgekühlt. Abb. 18 bis 22 zeigen die Gefüge der bei den verschiedenen Temperaturen gewalzten Proben. Durch das Flachwalzen wurde in den Proben eine starke Zeiligkeit erreicht, die bei der niedrigsten Walztemperatur von 750°C (Abb. 18) am stärksten ausgeprägt ist und mit höher werdender Walztemperatur abnimmt. Zugleich nimmt die Perlitkorngröße wieder zu. Die vor der Verformung statistisch verteilten Zementitteilchen sind durch die Umformung in Längsrichtung in Zeilen aufgereiht. Abb. 20 mit einer Walztemperatur von 950°C , bei der bereits ein Teil der Karbide gelöst und in Form von Perlit ausgeschieden wurde, zeigt besonders deutlich diese Zementitreihen und zwei Mangansulfidschlacken, die in Längsrichtung gestreckt wurden. Die Mangansulfide enthalten bei dem vor-

liegenden Stahl geringe Gehalte an Chrom⁵²). Bei einer Walztemperatur von 1100°C wurde nach dem Flachwalzen (Abb.22) durch den höheren Umformgrad und die schnellere Abkühlung kein Zementitnetz mehr festgestellt.

Die Härtewerte der verschiedenen, oben beschriebenen Gefüge des Stahls 100Cr6 sind in Abb. 23 graphisch aufgetragen. Durch das Walzen bei 750°C wird der Werkstoff verfestigt, wodurch der Härtewert höher liegt als im Anlieferungszustand. Die Härtewerte in Längs- und Querrichtung sind gleich. Bei einer Walztemperatur von 800°C rekristallisiert der Werkstoff teilweise, die Perlitbildung hat jedoch noch nicht richtig begonnen. Mit zunehmender Walztemperatur steigt die Härte, da der Perlitanteil und der Kohlenstoffgehalt im Perlit größer wird. Außerdem tritt bei den flachgewalzten Proben eine geringe Aufspaltung der Härtewerte in Längs- und Querrichtung von ca. 10 Einheiten ein, wobei die Härte auf dem Querschliff höher ist als auf dem Längsschliff. Bei den kalibergewalzten Proben sind die Härtewerte in Längs- und Querrichtung trotz der im Gefüge sichtbaren, jedoch geringeren Zeiligkeit gleich und bei 750°C und 800°C mit denen der flachgewalzten Proben identisch. Die Werte oberhalb der Walztemperatur von 800°C liegen unter denen der flachgewalzten Proben.

4.4. Grobkornglühen bei TiAl6V4

Um im Werkstoff den Rißverlauf und die Rißbildung metallographisch untersuchen zu können, wurde bei der Legierung TiAl6V4 durch wechselweises Glühen bei zwei verschiedenen Temperaturen ein grobes Gefüge erzeugt. Das Gefüge des gewalzten und nicht pendelgeglühten Werkstoffs hat eine Korngröße von 5 μm . Der Einfluß eines einzelnen Kornes auf den Rißverlauf ist mit dem Lichtmikroskop nicht mehr auflösbar. Nach dem Pendelglühen wurden Korngrößen zwischen 30 μm und 60 μm gefunden. Das Pendelglühen bestand aus einer Glühung bei 980°C, der Temperatur des Phasenübergangs $(\alpha+\beta)/\beta$, und einer längeren Glühung bei 880°C im $\alpha+\beta$ -Gebiet.

Andere Temperaturen von z.B. 1000°C und 960°C brachten keine Erhöhung des Kornwachstums, woraufhin zwischen 980°C und 880°C gependelt wurde. Auch eine geringe Variation der Verweildauer bei den zwei Temperaturen spielt eine untergeordnete Rolle. Meist wurde 40 min bei 980°C und 2,5 h bei 880°C geglüht. Ausschlaggebend ist hauptsächlich die Anzahl der durchlaufenen Zyklen, wobei mit zunehmender Korngröße wegen längerer Diffusionswege das Kornwachstum langsamer wird. Die Oberfläche der im Vakuum pendelgeglühten Proben läßt einzelne Körner und Korngrenzen im Rasterelektronenmikroskop erkennen, wie in Abb. 24 anhand zweier Beispiele gezeigt wird. Außerdem sind durch die Abtragung der Oberflächen keine Bearbeitungsspuren von der Probenherstellung mehr festzustellen. Abb. 25 zeigt den Metallniederschlag auf dem Quarzglas, der mittels EDAX analysiert worden war und alle drei Elemente Ti, Al und V aufwies. Dieser Metallniederschlag schützt die eigentliche Probe wahrscheinlich vor gasförmigem SiO_2 vom Quarzglas. Abb. 25 bis 31 zeigen das Gefüge der bei verschiedenen Temperaturen kalibergewalzten Proben nach 20 Zyklen der Pendelglühung. Durch die Pendelglühung vermindern sich die durch das Walzen entstandenen Unterschiede im Gefüge. Mit steigender Walztemperatur wird jedoch auch nach der Pendelglühung der Anteil der α -Phase, der plattenförmig ausgebildet ist, immer größer. Bei 1025°C (Abb. 31) wird durch die Pendelglühung das vorliegende plattenförmige α nur wenig eingerundet. Die Platten wachsen in Länge und Breite und die Phasenanteile stellen sich entsprechend dem Gleichgewicht bei 880°C ein. Abb. 32 a und b zeigt, welche Korngrößen durch eine Glühung von 102 h bei 880°C , die der Dauer von etwa 40 Zyklen entspricht, erreicht werden können. Für diesen Versuch wurden die Proben der Walztemperatur 800°C (Abb. 32a) und 1025°C (Abb. 32b) herangezogen. Die Korngröße ist mit ca. $15\text{ }\mu\text{m}$ deutlich kleiner als nach einer entsprechenden Pendelglühung. Außerdem bleiben bei der bei 1025°C kalibergewalzten Probe nach der Glühung bei 880°C die α -Platten schmal und werden nicht eingerundet. Der

Einfluß der Anzahl der Glühzyklen wird in Abb. 33 für die Walztemperatur 800°C und in Abb. 34 für die Walztemperatur 1025°C gegenübergestellt. Nach 17 Zyklen liegen die mittleren Korngrößen bei ca. $20\text{--}30\text{ }\mu\text{m}$, nach 103 Zyklen bei $50\text{--}60\text{ }\mu\text{m}$. Nach 103 Zyklen haben sich auch, wie der Vergleich der Abb. 33 mit Abb. 34 ergibt, die Unterschiede in den Gefügen der zwei Walztemperaturen fast völlig ausgeglichen. Die Korngröße der entsprechend lang, nämlich 270 h bei 880°C geglühten Proben zeigt Abb. 35 für die Walztemperatur von 800°C und Abb. 36 für die Walztemperatur von 1025°C . In beiden Fällen kann mit einer Korngröße von $20\text{--}30\text{ }\mu\text{m}$ nicht die Korngröße des pendelgeglühten Zustandes erreicht werden.

Die Härtewerte der pendelgeglühten und gleich lang bei 880°C geglühten Proben sind in Tab. 2 den kalibergewalzten Proben gegenübergestellt. Nach 20-fachem Pendeln liegen die Werte bei niedrigen Walztemperaturen unter und bei hohen Walztemperaturen über den Werten der kalibergewalzten Proben. Bei 880°C überschneiden sich die Werte. Die Härtewerte der pendelgeglühten Proben gleichen sich dem Wert der bei 880°C kalibergewalzten Probe an, da der letzte Zyklus der Pendelglühung immer 2,5h 880°C war. Es ist zu berücksichtigen, daß durch die großen Körner die Härtewerte stark streuen und mit einem großen Fehler behaftet sein können. Unterschiede in Längs- und Querrichtung treten bei den pendelgeglühten Proben weder im Gefüge noch in den Härtewerten auf. Die Zugfestigkeit 40-mal pendelgeglühter Proben werden ergänzend in Tab. 3 den Werten des Anlieferungszustandes gegenübergestellt. Durch das grobe Korn vermindert sich bei gleicher Zugfestigkeit die Streckgrenze. Die Bruchdehnung wird dagegen bei gleicher Einschnürung erhöht. Der E-Modul wird durch die Pendelglühung nicht verändert.

Um die Vorgänge beim Pendelglühen, insbesondere das Auflösungsverhalten des $\alpha + \beta$ -Gefüges bei Glühung bei 980°C und die damit verbundenen Konzentrationsänderungen im Bereich

der einzelnen Körner näher zu untersuchen, wurden zwei Proben der Walztemperatur 800°C und 1025°C 100 mal pendelgeglüht, um ein grobkörniges Gefüge zu erhalten. Auf den Schlifren wurde mit Härteeindrücken eine mit der Mikrosonde zu analysierende Spur markiert, die über mehrere α - und β -Körner führt. Nachdem die Aluminium- und Vanadiumkonzentration in Abhängigkeit vom Weg im pendelgeglühten Zustand bei beiden Walztemperaturen gemessen worden war, wurden die Proben bei 980°C geglüht, in Wasser abgeschreckt, gemessen, wieder bei 980°C geglüht und abgeschreckt, die Oberfläche leicht abgeschliffen und die Probe entlang der markierten Spur analysiert. Die Glühzeiten wurden aufsummiert. Von den Spuren wurden mehrere Stellen mit ausgeprägten Konzentrationsverteilungen ausgesucht und ausgewertet. Tab. 4 gibt die Konzentrationen nach den verschiedenen Glühzeiten bei 980°C für die bei 800°C kalibergewalzte Probe und Tab. 5 für die bei 1025°C gewalzte Probe wieder. Der Aluminiumgehalt, der, wie aus der Streuung der Meßwerte ersichtlich wird, ungenauer zu analysieren ist als der Vanadiumgehalt, zeigt bei Glühzeiten bis zu 18 min die Tendenz, den Aluminiumgehalt zwischen den α - und β -Körnern auszugleichen. Der Unterschied in den Körnern betrug nach der Pendelglühung im Mittel 2,4 %. Nach 18 min bei 980°C hat sich der Gehalt bis auf ca. 1,2 % ausgeglichen. Die Änderung der Vanadiumkonzentration in Abhängigkeit von der Glühzeit bei 980°C ist in Abb. 37 graphisch aufgetragen. Bereits nach 4 min hat sich der Vanadiumgehalt in den β -Körnern um über 1 % vermindert. Entsprechend dem geringeren Konzentrationsgradienten erfolgt der weitere Ausgleich dann langsamer. Im unteren Teil der Abbildung sind die Vanadiumkonzentrationen für die α -Körner wiedergegeben. In diesen Körnern wird ein langsames Ansteigen der Vanadiumkonzentration mit zunehmender Glühzeit gefunden. Da der α -Volumenanteil im Gefüge höher ist als der β -Volumenanteil, verlaufen die beiden Kurven nicht symmetrisch. Überträgt man diese Ergebnisse auf die Pendelglühung, findet durch den vielmaligen Temperaturwechsel zwischen 980°C

und 880°C eine ständige Hin- und Zurückdiffusion von Aluminium und Vanadium zu den α - und β -Körnern statt. Durch die kurze Glühung bei 980°C findet, wie gezeigt wurde, ein unvollständiger Konzentrationsausgleich statt. Es bleiben Keime für die α -Ausscheidung vorhanden, die globular erfolgt. Ohne diese Keime würde die α -Phase plattenförmig ausgeschieden werden.

4.5. Probenabmessungen

Die Form und die Abmessungen der Proben, an denen das Verhalten bei schwingender Beanspruchung untersucht wurde, sind in Abb. 38 wiedergegeben. Bei Proben, bei denen bei der Untersuchung der Dauerfestigkeit Spannungen über 400 N/mm² geprüft wurden, betrug der Prüfdurchmesser 1,4 mm. Die quantitative Bestimmung der Rißfortschrittsgeschwindigkeit wurde an Biegeproben durchgeführt, deren Abmessungen der Abb. 39 zu entnehmen sind. Zugversuche wurden an kurzen Proportionalstäben durchgeführt. Der Prüfdurchmesser betrug 6 mm. Kerbzugversuche und Kerbschlagversuche wurden an den in Abb. 40 dargestellten Rundproben mit einem Izod-Schlagwerk durchgeführt. Die Formzahl α_K wurde abgeschätzt über die Beziehung $\alpha_K = \sqrt{\alpha \sqrt{s} + 1}$. Abb. 41 zeigt die Form der im Biegeschwellversuch untersuchten Endoprothese, die Art der Lastaufbringung und den aufgetragenen Belastungszyklus.

4.6. Werkstoffprüfung

Die Abschätzung der Dauerfestigkeit erfolgte im Zug-Druck-Wechselbereich mit der Mittelspannung $\sigma_m = 0$ an 3 kN-Pulsern bei 40 Hz. Als Dauerfestigkeit wurde die Spannung festgelegt, bei der die Probe $2 \cdot 10^7$ Lastwechsel ertrug, ohne zu Bruch zu gehen. Anrißuntersuchungen konnten damit nicht durchgeführt werden, da die Abschalteneinrichtung nicht empfindlich genug eingestellt werden konnte. Selbst Untersuchungen der Bruchflächen waren oft nicht möglich, weil die gebrochenen Probenhälften durch Nachschwingen der

Maschine zusammenschlugen und somit die Bruchflächen beschädigt wurden. Daher wurden die Untersuchungen über das Anriß- und Rißwachstumsverhalten ebenso wie die Prüfung des Implantats an einer servohydraulischen Prüfmaschine durchgeführt, die eine konstante Lastregelung und Aufzeichnung der Probendehnung ermöglichte. Bei diesen Versuchen wurde im Zugschwellbereich geprüft, da die Steifigkeit der kleinen Proben unter Umständen zu gering war, um im Druckbereich Verbiegen oder Ausknicken zu verhindern. Außerdem laufen die wesentlichen Vorgänge beim Rißfortschritt im Zugbereich der schwingenden Belastung ab. Die Proben wurden wieder mit einer sinusförmigen Schwingbeanspruchung von 40 Hz beaufschlagt. Die Gesamtdehnung der Proben wurde mit einem Dehnungsaufnehmer mit 20 mm Schneidenabstand aufgenommen. Dehnungen von $0,1 \mu\text{m}$ waren reproduzierbar zu messen. Um die Dehnung der Probe während des Versuchs aufzeichnen zu können, wurde die 40 Hz-Schwingung der Dehnung mit einem Kondensator mit einer Kapazität von $20 \mu\text{F}$ unterdrückt und somit der Mittelwert der Dehnungsamplitude aufgezeichnet. Dieser Dehnungswert, der neben dem elastischen und plastischen Verhalten der Probe auch Aufschluß über das Vorhandensein oder Wachsen eines Risses in der Probe gibt, konnte herangezogen werden, um die Schwingbeanspruchung beim Erreichen eines bestimmten Dehnungswertes zu unterbrechen.

An der servohydraulischen Maschine wurde auch die Prüfung der Endoprothese durchgeführt, wobei die Probe, wie in Abb. 41 gezeigt, eingebaut wurde. Geprüft wurde mit einem Drucklastkollektiv, das der Beanspruchung beim Gehen ähnlich ist.⁵³⁾ Die Prüfbedingungen wurden so gewählt, daß sie den Verhältnissen im menschlichen Körper nahekommen. Daher wurde das Implantat in 0,9%-iger wässriger Natriumchloridlösung mit einer Temperatur von 39°C geprüft. Über die Messung des Hubs des Arbeitszylinders konnte ein Anriß festgestellt werden.

Bruchmechanische Untersuchungen wurden durch Dreipunktbiegeversuche der entsprechenden Proben durchgeführt. Um die Rißwachstumsgeschwindigkeit zu bestimmen und um einen natürlichen Anriß zu erzeugen, wurden die Proben mit 40 Hz biegeschwellbelastet und die Rißlänge in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl an der geschliffenen Oberfläche ausgemessen. Zur Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors K_{Ic} wurden die Proben durch Steigerung der Last um ca. 1000 N/min zerbrochen. Um einen ebenen Dehnungszustand zu gewährleisten, wurde die Probe des Ausgangszustandes mit dem hohen Formänderungsvermögen bei der Temperatur des siedenden Stickstoffs zerbrochen.

4.7. Metallographische Untersuchungen

Um das Gefüge der Werkstoffe und den Verlauf des Risses im Gefüge zu untersuchen, wurden auf die übliche Weise Schliffe durch Schleifen, Polieren und Ätzen hergestellt. Die Titanlegierungen wurden mit 50-60 °C warmer 60%-iger KOH mit 8 % H_2O_2 geätzt und die Stähle mit 3%-iger alkoholischer HNO_3 . Um den Verlauf von Rissen im Gefüge verfolgen zu können, ist es nötig, Schichten abzutragen, um zu beobachten, wie der Riß durch das darunterliegende Gefüge beeinflußt wird. Dazu wurden die Proben, die parallel zur Probenlängsachse so geschliffen worden waren, daß der Schliff den Riß enthielt, immer wieder kurz geschliffen, poliert und geätzt. Die Dicke der abgetragenen Schicht wurde durch die Messung der Verminderung der Eindruckdiagonalen eines Vickersdiamanten während des Schleifens abgeschätzt. Es ergaben sich meist Werte von etwa 30 - 60 μm für die Abtragung, die bei den untersuchten Titanlegierungen in der Größenordnung der Korngröße liegen. Da das Gefüge bis an den Rand der Rißflanken untersucht werden mußte, konnte nur kurze Zeit geschliffen und poliert werden, da sonst diese Bereiche abgerundet werden und sich der lichtmikroskopischen Untersuchung entziehen.

4.8. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Mit dem Rasterelektronenmikroskop wurden Bruchflächen untersucht, die bei Prüfung der Probe bis zum Bruch entstanden, ebenso wie Bruchflächen, die durch Anschwingen eines Risses und anschließende statische Beanspruchung bis zum Bruch erzeugt wurden. Ebenfalls wurden mit dem Rasterelektronenmikroskop die Mantelflächen der Rundproben auf Anrisse untersucht, wobei teilweise die Oberflächenschicht abgeätzt wurde, um die Anrisse besser sichtbar zu machen. Das Gefüge an der Oberfläche konnte durch Reliefbildung im Rasterelektronenmikroskop sichtbar gemacht werden. Bei den Titanlegierungen erwies sich die thermische Ätzung durch Abtragung der Oberfläche im Vakuum bei hohen Temperaturen als vorteilhaft, da die einzelnen Körner mit ihren kristallographischen Richtungen im Rasterelektronenmikroskop besser sichtbar gemacht werden konnten als durch chemisches Ätzen.

5. Ergebnisse

Die Ergebnisse der Untersuchung des Einflusses der eingestellten Gefügezustände auf die Rißbildung, das Rißwachstum und die Dauerfestigkeit werden im folgenden beschrieben.

5.1. Rißbildung unter Schwellbeanspruchung

Die Rißbildung wurde hauptsächlich an den Probenoberflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht, wobei den bei der Probenherstellung mechanisch bearbeiteten Oberflächen eine große Bedeutung zukam.

5.1.1. Entstehung von Rissen an verschiedenen bearbeiteten Oberflächen

Die Pulserproben aus TiAl6V4 wurden durch Drehen hergestellt und, um die Drehriefen etwas zu beseitigen, mit

Schmirgelpapier bearbeitet. Dabei bleiben feine Riefen zurück, die bei der kerbempfindlichen Titanlegierung zu Anrissen an der Oberfläche führen. Abb. 42a zeigt eine Probe (Walztemperatur 800 °C) mit Riefen und einem Anriß auf der Mantelfläche in einer solchen Riefe. Eine durch Walzen bei 1025 °C hergestellte Probe, bei der das grobe Korn an der Oberfläche sichtbar ist, zeigt in Abb. 42b ebenfalls feine Riefen und wieder in einer Riefe einen Anriß. Das Gefüge wirkt sich offensichtlich nicht auf die Bildung des Anrisses aus. Bei 100-facher Vergrößerung im Rasterelektronenmikroskop (Abb. 43) ist zu erkennen, wie der Riß an einer tiefen und breiten Riefe entstanden ist und sich entlang ihr an der Oberfläche ausgebreitet hat, obwohl die Riefe nicht senkrecht zur Spannungsrichtung verlief. Aber auch sehr feine Riefen, wie sie auch durch bessere Bearbeitung nicht zu vermeiden sind, führen zu kleinen Anrissen. Abb. 44 gibt die Oberfläche einer anderen, besser bearbeiteten Probe bei 1000-facher Vergrößerung wieder. Parallel zu den Bearbeitungsriefen finden sich selbst in 1 µm großen Riefen viele kleine Anrisse. Daß die tiefen Riefen zwar die Entstehung des Hauptrisses hervorrufen, aber nur am Anfang das weitere Wachstum an der Mantelfläche der Probe bestimmen, zeigt die Aufnahme der Rißspitze an der Oberfläche in Abb. 45. Der Riß läuft verzweigt zwischen zwei tiefen Riefen aus. Die spannungsüberhöhende Wirkung der Riefen ist geringer als die Kerbwirkung des bereits vorhandenen, tieferen Risses und die Wirkung des darunterliegenden Gefüges.

Beim Stahl 100Cr6 wird beim Drehen der Proben wegen der harten Karbide in der weichen Matrix des weichgeglühten oder bei niedrigen Walztemperaturen umgeformten Werkstoffes keine glatte Oberfläche erreicht. Daher wurden diese Proben nur vorgedreht und mit einer entsprechend profilierten Schleifscheibe rundgeschliffen. Abb. 46 zeigt die Gegenüberstellung einer gedrehten und einer geschliffenen Probe. Oben befindet sich die geschliffene Probe,

deren Oberfläche deutlich glatter ist als die der gedrehten Probe, die durch Ausreißen entstandene Vertiefungen und Riefen aufweist. Unter dem Rasterelektronenmikroskop sieht die geschliffene Oberfläche wie in Abb. 47a gezeigt aus. Die Oberfläche ist stark verformt und zeigt Überlappungen durch die ungleichmäßige Verformung kleiner Bereiche. An wenigen Stellen ist die verfestigte Oberflächenschicht abgeplatzt und man sieht (Abb. 47b) den weiter im Probeninnern liegenden gerade noch durch die Oberflächenbearbeitung verformten Bereich der Probe. Durch die ungleichmäßig weit vorragenden Körner der Schleifscheibe wird die Oberfläche der Probe verschieden tief verformt. Ätzt man die Proben kurze Zeit an der Oberfläche, wird die stark verformte Schicht abgetragen und nur die tiefer verformten Stellen bleiben noch sichtbar. Abb. 48 zeigt verschiedene Probenoberflächen nach Zugschwellbeanspruchung. Im geschliffenen Zustand sieht die Probenoberfläche glatt aus (Abb. 48a). Nach dem Ätzen zeigen die kleinen, dunklen Stellen tiefer verformte Bereiche an (Abb. 48b, c), die durch die Bewegung der Schleifscheibe in seitlicher Richtung in Reihen oder Spiralen angeordnet sind. Bei höherer Vergrößerung findet man in fast allen dieser tiefer verformten Stellen kleine Anrisse (Abb. 49). Auch der Hauptriß, der zum Bruch der Probe führt, geht von einer durch die Bearbeitung der Proben so geschädigten Stelle aus. Da durch die große plastische Verformungsarbeit vor der Rißspitze das Wachstum bestehender Risse verhindert werden kann, können an der Oberfläche dicht nebeneinander mehrere Anrisse auftreten. Auch die Rißöffnung ist bei 100Cr6 wegen der großen plastischen Verformungsfähigkeit und Verfestigung des Werkstoffes vor der Rißspitze sehr groß. Abb. 50 zeigt solche Anrisse nach vollständigem Abätzen der verformten Oberfläche. Die Anrisse, die oft nahe beieinander liegen, beeinflussen sich mit den die Rißspitze umgebenden Spannungsfeldern, wie an drei Beispielen in Abb. 51a-c gezeigt wird. An einer geätzten Probe (Abb. 51a) wurde beobachtet, daß ein benachbarter

Riß einen anderen, bereits vorhandenen Riß durch das ihn umgebende Spannungsfeld schließen kann. Andererseits ist es jedoch auch möglich, daß sich die Risse vereinigen. Abb. 51b zeigt zwei auf verschiedenen Ebenen liegende Rißspitzen. In der Verbindung zwischen beiden Rißspitzen ist ein stark verformter Bereich erkennbar, der durch die Überlagerung der rißöffnenden Spannungen vor den zwei Rissen entsteht. Wird die schwingende Beanspruchung aufrecht erhalten und wachsen somit die Risse weiter, wird die Verbindungsstelle zwischen den beiden Rissen abgeschert und die zwei Risse haben sich zu einem vereinigt, wobei beim weiteren Wachsen ins Probeninnere der Riß versuchen wird, durch Fortpflanzung auf einer Ebene Bruchfläche und damit Brucharbeit zu sparen. Der so gebildete Anriß ist damit größer als die anderen Risse an der Oberfläche und kann entsprechend der höheren Kerbwirkung zu höheren Rißwachstumsgeschwindigkeiten und zum Bruch der Probe führen.

5.1.2. Einfluß des Gefüges an der Probenoberfläche auf die Rißbildung

Bei den nach der Bearbeitung der Pulserproben pendelgeglühten Proben aus TiAl6V4 wird durch das durch die lange Glühzeit auftretende thermische Ätzen das Gefüge an der Oberfläche erkennbar. Durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen kann dann der Anriß und das Auslaufen des Risses nach den Seiten hin im Gefüge untersucht werden. Die Übertragung der an der Oberfläche der Proben gemachten Beobachtungen auf das Probeninnere ist möglich, da am Probenrand nur geringfügig andere Spannungsverhältnisse vorliegen als im Probeninneren. Ein ebener Dehnungszustand wird bei den dünnen Proben nicht erreicht. Außerdem ist auch hier zu bedenken, daß der Riß ein dreidimensionales Gebilde ist und die nächsten Körner, die etwas weiter im Probeninneren liegen, den Rißfortschritt an der Oberfläche beeinflussen können. Im folgenden werden einige charakte-

ristische Bereiche des Risses gezeigt, an denen die Rißbildung und die Art des Rißfortschritts in grobkörnigem $\alpha+\beta$ -Gefüge der Legierung TiAl6V4 deutlich wird. Abb. 52 zeigt das durch das unterschiedliche Abtragen der Körner entstandene Oberflächenrelief, einen Hauptriß und einen Nebenriß, die auch bei TiAl6V4 gleichzeitig nebeneinander entstehen können. Es treten unterschiedliche Arten des Rißverlaufs auf, nämlich geradlinige Bereiche, Rißverlauf mit Zacken und unregelmäßiger Rißverlauf mit ausgerundeten Ecken. Läuft ein Riß transkristallin durch ein α -Korn, findet man meist geradlinige Rißausbreitung in bevorzugten kristallographischen Richtungen. Werden die Körner an den Korngrenzen interkristallin getrennt, ist der Rißverlauf unregelmäßig. Abb. 53 zeigt einen transkristallinen Bruch in einem Korn mit parallelen Rißabschnitten, die einen Winkel von ungefähr 60° einschließen, wie er zum Beispiel auch zwischen den $\{10\bar{1}0\}$ -Ebenen, den primären Gleitebenen, besteht. Daneben ist ein interkristalliner Bruch unter Umgehung eines α -Kornes festzustellen. Durch die vielen Richtungswechsel, denen ein Riß durch die makroskopischen und mikroskopischen Spannungen unterworfen wird, kann es auch zu Rißverzweigungen kommen. Abb. 54 zeigt einen stark verzweigten Bereich des Risses mit einem hauptsächlich an den Korngrenzen erfolgenden Rißverlauf. Wie der transkristalline Bruch sich an günstigen Kristallrichtungen orientiert, wird aus Abb. 55 ersichtlich, in der der Riß entweder parallel zu den schwach erkennbaren Gitterebenen läuft oder sie unter einem bestimmten Winkel schneidet. Die Ecken, an denen der Riß seine Richtung ändert, sind scharf ausgeprägt, wie auch in Abb. 56a und b gezeigt wird. Durch die strenge Ausrichtung nach Gitterebenen entstehen Zacken mit gleichem Spitzenwinkel, wie sie auch an einem austenitischen Stahl mit 6 % Al und 40 % Ni beobachtet wurden⁵⁴⁾. Sich schneidende Gleitebenen innerhalb eines Kornes führen zu dieser Art des Rißverlaufs. In Abb. 57a sind Gleitebenen, auf denen Abgleitung auf etwa 5 μm langen Strecken erfolgte, zu sehen. Abb. 57b zeigt mit

einer kleineren Vergrößerung die Umgebung dieses Bereiches des Risses. An diesem Punkt, an dem mehrere Korngrenzen zusammenlaufen, konnte der Riß entstehen. Durch die Anisotropie der Körner entstehen an den Korngrenzen Spannungsspitzen, die zum Anriß führen. Dieser kleine Bereich von ca. 20 μm ist durch viele kurze, verschieden orientierte Bruchflächen gekennzeichnet. Dieser Anriß erzeugte dann an der Korngrenze zum nächsten Korn auf einer offensichtlich günstigen Gitterebene einen geradlinigen und glatten Bruchverlauf. Auf der anderen Seite folgt der Riß einer Korngrenze. In Abb. 58 ist die Rißentstehung an einem anderen Riß zu sehen. Wieder wurde in einem Bereich, an dem mehrere Korngrenzen zusammentreffen, an der Probenoberfläche ein Anriß erzeugt. Dieser kleine Bereich ist wieder durch viele kurze, verschieden orientierte Bruchflächen gekennzeichnet. Auch von dieser Stelle gehen wieder mehrere Anrisse aus, von denen nur die günstig zur Zugspannung orientierten weiterwachsen können. Außerdem wird an dieser Stelle des Risses ersichtlich, wie innerhalb eines Kornes eine Rißverzweigung entstehen kann. Der Riß läuft auf einer günstigen Spaltebene weiter. Durch den Einfluß der umgebenden Körner werden die Spannungsverhältnisse immer ungünstiger und ein zweiter Riß mit ebenfalls günstiger Orientierung zum Kristall kann entstehen und bevorzugt wachsen. Abb. 59 zeigt an einer anderen Stelle, wie ein Riß nach geradlinigem Durchlaufen eines Kornes an der Korngrenze zum Stehen kommt und der Hauptriß sich an einer anderen Stelle hauptsächlich entlang von Korngrenzen mit unregelmäßigem Rißverlauf ausbreitet.

Liegt nicht grobkörniges, globulares $\alpha+\beta$ -Gefüge vor, sondern plattenförmige α -Körner, wie sie nach langsamer Abkühlung nach Glühung im β -Gebiet entstehen, findet man an der thermisch geätzten Probenoberfläche kristallorientiertes Wachstum innerhalb einer Kolonie gleichorientierter α -Platten und unregelmäßiges Wachstum an α -Platten, die an einer ehemaligen β -Korngrenze liegen (Abb. 60a). Korn-

grenzen oder anders orientierte, dicke α -Platten sind vermutlich der Grund für die Richtungswechsel. An der Oberfläche austretende Spitzen von groben α -Platten werden nicht geschnitten, sondern umgangen (Abb. 60b). Der Riß verläuft, wie besonders bei höherer Vergrößerung ersichtlich wird, an der Grenzfläche dieser Platten.

Beim Stahl 100Cr6 liegen im 750 °C gewalzten Zustand noch wie im weichgeglühten Gefüge Zementitkugeln und Ferrit vor. Durch das große Formänderungsvermögen und die große Verfestigung ergeben sich hohe Rißöffnungswinkel. Der Rißverlauf an der Oberfläche ist glatt und regelmäßig. Karbidkörner werden nicht geschnitten. Bei einer Walztemperatur von 800 °C tritt bereits feinlamellarer Perlit auf. Der Riß verläuft (Abb. 61) in einem solchen Gefüge hauptsächlich an den Perlitkorngrenzen und kann auch verzweigen. Da die Perlitlamellen meist nicht geradlinig verlaufen, gibt es auch keine günstige Kristallorientierung, der der Riß folgen kann. Deshalb ist der Rißverlauf unregelmäßiger als bei den Titanlegierungen. Die Anrißbildung konnte beim 100Cr6 nicht auf bestimmte Stellen oder Gefügebestandteile festgelegt werden. Auch bei Abtragung der verfestigten Oberflächenschicht konnte ein Anriß nicht mit dem Gefüge in Zusammenhang gebracht werden.

5.2. Rißausbreitung unter Schwellbeanspruchung

Durch metallographische Untersuchungen des Rißverlaufs im Gefüge, durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen und durch Dehnungsmessungen wurde versucht, den Einfluß des Gefüges auf das Rißwachstum zu beschreiben. Dabei wurde insbesondere berücksichtigt, daß durch einen Schliff das Gefüge vor der Rißspitze nur in einer Ebene sichtbar wird und nur der Einfluß eines einzelnen Korns erfaßt wird. Körner oberhalb oder unterhalb einer Schlifffläche werden nicht erfaßt. Daher mußte die Schliffoberfläche in Schichten, die dünner sind als die Gefügebestandteile abgetragen und der Rißverlauf verfolgt

werden. Kennt man aus den metallographischen Untersuchungen den Verlauf des Risses im Gefüge, kann man mittels des Rasterelektronenmikroskops aus den Bruchflächen, die den Rißverlauf in der Ebene des Risses zeigen, die Untersuchungen über die Arten des Rißfortschritts ergänzen und vervollständigen. Durch kontinuierliche Dehnungsmessungen während der Zugschwellbeanspruchung wurde das Verhalten der verschiedenen Werkstoffe und Gefügezustände während der Rißausbreitung gemessen.

5.2.1. Untersuchung des Einflusses des Gefüges und des Oberflächenzustandes auf das Anrißverhalten und Rißwachstum mittels Dehnungsmessung

Um den Einfluß des Gefüges auf das Anriß- und Rißfortschrittsverhalten zu untersuchen, wurde die Längenänderung der zugschwellbeanspruchten Proben kontinuierlich in Abhängigkeit von der Lastspielzahl gemessen. Wächst ein Riß, führt dies zu Rißaufweitung und zu einer meßbaren Probenverlängerung. Da während des Rißfortschritts in der Probe der Restquerschnitt immer geringer und damit die beanspruchende Last an der Rißspitze immer größer wird, ergeben sich im Laufe des Rißwachstums kontinuierlich ansteigende Rißwachstumsgeschwindigkeiten. Bei einigen Proben mußten die Spannungen während des Versuchs gesteigert werden, da die Proben bei der eingestellten Prüfspannung voraussichtlich nicht zu Bruch gegangen wären. Die Kurven, die bei der Untersuchung der Proben mit dieser Methode gefunden werden, ähneln den beim Kriechversuch gefundenen Dehnkurven. Bei niedrigen Lastspielzahlen dehnen sich die Proben und verfestigen sich. Gleichzeitig führt die Bildung von vielen kleinen Anrissen bei bearbeiteter Oberfläche zu einer zusätzlichen Verlängerung der Proben in diesem Bereich. Dies wird vor allem bei der Legierung TiAl6V4 beobachtet. Bei den Stählen ist die Dehnung der Proben so groß, daß dieser Beitrag der Anrisse zur Probenverlängerung nicht festgestellt wurde. An diesen

Bereich mit sich vermindender Dehngeschwindigkeit schließt sich ein Bereich mit konstanter Dehngeschwindigkeit an. Nach der Rißbildung beginnt sich die Probe wieder stärker zu verlängern. Mit zunehmender Rißlänge wird die Rißgeschwindigkeit und damit die Probenverlängerung pro Zeiteinheit größer, bis der Bruch mit einer sehr hohen Rißgeschwindigkeit erfolgt oder der Versuch bei einem Anriß bis zu ungefähr einem Drittel des Probendurchmessers beendet wurde. Um die Kurven der unterschiedlichen Gefüge- und Oberflächenzustände miteinander vergleichen zu können, wurde der Bereich zwischen Rißbeginn und Bruch durch Bestimmung der Lastspielzahl zwischen dem ersten erkennbaren Anstieg der Dehnung und dem Bruch der Probe ermittelt. Fehler können bei diesem Verfahren durch den schwer festzulegenden Beginn des Anrisses auftreten. Die erreichbare Genauigkeit ist jedoch ausreichend, um den Einfluß der einzelnen Gefüge- und Oberflächenzustände und Spannungen trennen zu können.

In Abb. 62 sind Dehnkurven aufgetragen, wobei diese Proben bei der ersten eingestellten Spannung zu Bruch gingen. Bei Proben, die nach dem Walzen bei 880°C und der spanabhebenden Bearbeitung pendelgeglüht wurden, tritt der Bruch, wie auch bei der Dauerfestigkeit gefunden wurde, bereits bei geringeren Spannungen ein als bei nicht pendelgeglühten Proben oder Proben mit einer von der Bearbeitung herrührenden, verfestigten Oberfläche. Bei Erhöhung der Ober-spannung von 474 N/mm^2 auf 526 N/mm^2 und 631 N/mm^2 erhöht sich die Dehnung der Probe und der Bruch erfolgt bei niedrigeren Lastspielzahlen. Diese Proben zeigen einen breiteren Übergangsbereich vom Anriß zum Bruch als die ebenfalls eingezeichnete, durch Walzen bei 1025°C hergestellte Probe und die grobkörnige Probe mit verfestigter Oberfläche. Die bei 1025°C gewalzte Probe erträgt wieder in Übereinstimmung mit der Dauerfestigkeit bei der höchsten Spannung von 684 N/mm^2 eine höhere Bruchlastspielzahl von 62500 als Proben mit grobkörnigem Gefüge.

In Tab. 6 sind die Meßwerte der Proben wiedergegeben, in denen durch Pendelglühen ein grobkörniges $\alpha + \beta$ -Gefüge oder durch Warmumformen oder Glühen im β -Gebiet große umgewandelte β -Körner erzeugt wurden. Die bei 880 °C gewalzten Proben wurden erst nach der spanabhebenden Bearbeitung pendelgeglüht, wodurch die verfestigte Oberfläche abgetragen wurde. Mit abnehmender Spannung nimmt die Lastspielzahl bis zum Bruch zu und die Dehngeschwindigkeit im linearen Bereich ab. Die Lastspielzahl zwischen erstem Anriß und Bruch nimmt von 7000 bei 631 N/mm² bis 16500 bei 474 N/mm² zu (Tab. 6). Das heißt, daß sich dem Einfluß des Gefüges und der Oberfläche in diesem Bereich entsprechend der Formel $da/dN = CAK^m$ noch der Einfluß der Prüfspannung überlagert. Proben mit einer verfestigten Oberfläche zeigen, wie anhand der bei 900 °C gewalzten und pendelgeglühten Proben gezeigt werden kann, eine größere Rißbeschleunigung als die vorher beschriebenen Proben. Zwischen ungefähr 3750 bis 4000 Lastwechsel benötigt ein kleiner Anriß, um zum Bruch der Probe zu führen. Die Lastspielzahl bis zum Bruch nimmt ab. Die verfestigte Oberfläche erschwert das Wachstum der feinen Anrisse, die durch zu hohe örtliche Dehnung bei der Probenbearbeitung und durch die Schwingbeanspruchung entstehen. Wird ein Riß jedoch durch Werkstoffermüdung so groß, daß er weiterwachsen kann, breitet er sich in einem Gefüge mit hoher Festigkeit schnell aus. Weiter im Probeninnern ist das dort vorliegende grobkörnige Gefüge für die Rißwachstumsgeschwindigkeit maßgebend. Da der Riß diesen Bereich aber mit einer höheren Wachstumsgeschwindigkeit erreicht, läuft er durch die höhere Spannungsintensität auch schneller durch diesen Bereich. Durch Abätzen der verfestigten Schicht konnte abgeschätzt werden, daß die Dicke dieser Schicht, die zu der hohen Rißwachstumsgeschwindigkeit führt, je nach Probe zwischen 0,1 und 0,4 mm beträgt.

Bei Proben mit aus dem β -Gebiet abgeschrecktem Gefüge und verfestigter Oberfläche wurden 4000 Lastwechsel zwischen

Anriß und Bruch gefunden. Die Reißfähigkeit dieses Gefüges entspricht also dem des grobkörnigen globularen $\alpha+\beta$ -Gefüges. Eine Lastspielzahl zwischen Anriß und Bruch von 5300 wurde bei Proben mit groben, plattenförmigen α -Körnern und unverfestigter Oberfläche gefunden. Die Dehnungsmessung einer Probe in 0,9%-NaCl-Lösung ergab keinen Einfluß dieser Lösung verglichen mit einer Probe mit gleichem Gefüge und Oberfläche, die an Luft geprüft wurde.

Vergleicht man diese Werte mit den Werten der Proben, die ein durch Walzen bei 880 °C erzeugtes feinkörniges $\alpha+\beta$ -Gefüge aufweisen, wird der Einfluß des Gefüges erkennbar. Tab. 7 gibt die Werte dieser feinkörnigen Proben mit verfestigtem und abgeätztem Oberflächenzustand wieder. Durch das feinkörnige Gefüge mit hoher Festigkeit und die verfestigte Oberfläche sind hohe Spannungen notwendig, um einen wachstumsfähigen Anriß in der Probe zu erzeugen. Hat sich ein solcher Anriß gebildet, tritt nach etwa 1750 weiteren Lastwechseln der Bruch der Probe ein. Zur Untersuchung des Oberflächeneinflusses wurden Proben geätzt. Durch ca. 5 min Ätzen mit konzentrierter Flußsäure wurde erreicht, daß auf der Probenoberfläche im Stereomikroskop bei 50-facher Vergrößerung keine Bearbeitungsspuren mehr sichtbar waren. Bei diesen Proben müssen noch 1500-1750 Lastwechsel zwischen Anriß und Bruch aufgebracht werden. Da die verfestigte Oberfläche offensichtlich keinen Einfluß auf die Reißgeschwindigkeit hat, muß das feinkörnige Gefüge ebenso wie die verfestigte Oberfläche eine geringe Reißfähigkeit aufweisen. Daß es sich bei diesen Werten tatsächlich um einen Gefügeeinfluß und nicht um den Einfluß der höheren Prüfspannung handelt, kann durch Vergleich mit einer bei 1025 °C flachgewalzten Probe gezeigt werden, die mit einer ähnlich hohen Spannung geprüft wurde und trotzdem eine höhere Reißfähigkeit aufwies. Der Einfluß einer Wasserstoffaufnahme durch das Ätzen mit HF ist mit diesem Verfahren nicht meßbar. Die Dehngeschwindigkeiten im stationären Bereich liegen, bedingt durch das Gefüge,

trotz der hohen Spannungen in der Größenordnung der grobkörnigen Proben mit niedrigeren Spannungen. Vergleicht man diese Ergebnisse mit den Werten, die an einem Werkstoff mit geringerer Härte und größerem Formänderungsvermögen, nämlich dem 100Cr6, gewonnen wurden, findet man Übereinstimmung mit den bei TiAl6V4 gewonnenen Erkenntnissen. Abb. 63 gibt die Kurven von bei 750 °C gewalzten Proben aus Querrichtung wieder, die mit verschiedenen Spannungen geprüft wurden. Bedingt durch die geringere Festigkeit und das höhere Formänderungsvermögen werden höhere Gesamtdehnungen der Proben gefunden. Außerdem sind bei Spannungen von 645 und 658 N/mm² hohe Dehngeschwindigkeiten von ca. $3 \cdot 10^{-6}$ mm/LW möglich, wobei ein Anriß durch die Dehnung erst nach 50000 Lastwechseln angezeigt wird (Tab. 8). Wird ein Werkstoff derartig hohen Dehnungen unterworfen, muß angenommen werden, daß auch im Innern der Proben hinsichtlich der Rißbildung Vorgänge ablaufen, die gleichgewichtig mit den Vorgängen an der Oberfläche sind. Dies wird auch noch durch die metallographischen Untersuchungen bestätigt werden. Die Bereiche zwischen Anriß und Bruch erstrecken sich bei den Stählen 100Cr6 und C105 über mehr Lastwechsel als bei TiAl6V4. Der Riß breitet sich nach seiner Entstehung langsamer durch das Gefüge aus. Auch die Lastspielzahl bis zum Bruch ist bei den Stählen, entgegen den aus den gemessenen Dauerfestigkeiten zu erwartenden Werten höher als bei der mit gleicher Spannung geprüften Titanlegierung mit grobem Gefüge. Die Werte für die beiden Stähle sind im einzelnen der Tab. 8 zu entnehmen. Für die in Abb. 63 gezeigten Proben ergeben sich bei Spannungen von 605 und 631 N/mm² 14200 und 15000 Lastwechsel zwischen Anriß und Bruch. Bei höheren Spannungen von 645 N/mm² und 658 N/mm² betragen diese Lastwechselzahlen 16000 und 10000, wobei wegen der hohen Dehngeschwindigkeit die Festlegung des Anrisses nur ungenau erfolgen kann. Beim Stahl C105 liegen die Lastspielzahlen zwischen Anriß und Bruch bei 17500 und 25000 bei einer entsprechend der geringeren Festigkeit niedrigeren Spannung von 421 und 395 N/mm².

Die Probenlage zur Walzrichtung läßt keinen Einfluß auf das Anrißverhalten erkennen. Auch der Einfluß der Oberfläche auf die Rißzähigkeit, die einmal im geschliffenen Zustand und im mit HCl abgeätzten Zustand untersucht wurde, ist bei diesem Stahl mittels Dehnung nicht meßbar. Daraus kann geschlossen werden, daß die Rißzähigkeit des Werkstoffes so groß ist, daß der Einfluß einer verfestigten Oberfläche auf die Ausbreitungsgeschwindigkeit eines wachstumsfähigen Risses eine untergeordnete Rolle spielt. Lediglich die Bruchlastspielzahl wird wie bei den Titanlegierungen erhöht.

Die Wirkung von Kerben an der Oberfläche wurde am Ausgangszustand und an 10 min 1000 °C/30 min 740 °C/1 h 690 °C wärmebehandelten Proben im Kerbzugversuch (Abb. 64) und im Kerbschlagversuch (Abb. 65) untersucht. Durch die Wärmebehandlung wurde ein grobkörniges, perlitisches Gefüge mit breiten Lamellen eingestellt. Im weichgeglühten Zustand führt die spannungsüberhöhende Wirkung einer feinen Kerbe mit einer Formzahl bis 2,5 zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit. Wärmebehandelte Proben dagegen, die eine höhere Festigkeit, aber ein geringeres Formänderungsvermögen aufweisen zeigen eine Verminderung der Zugfestigkeit oberhalb $\alpha_K = 1,5$. Der Stahl C105 ist auch im Ausgangszustand kerbempfindlicher und zeigt ein Zugfestigkeitsmaximum bei $\alpha_K = 1,5$. Hohe Rißfortschrittsgeschwindigkeiten, wie sie auch beim Kerbschlagversuch erreicht werden, zeigen (Abb. 65) im Ausgangszustand besonders beim Stahl C 105 einen Einfluß von verschiedenen scharfen Oberflächenkerben. Bei wärmebehandelten Proben beider Stähle vermindert sich die Kerbschlagzähigkeit a_K von 50 auf 20 J/cm² durch eine Erhöhung der Formzahl auf 1,5. Um an dem Stahl 100Cr6 den Einfluß des Gefüges auf das Rißwachstum quantitativ zu untersuchen und um die bei ungekerbten Rundproben auftretende statistische Rißentstehung zu vermeiden, wurde an gekerbten 3-Punkt-Biegeproben die Rißlänge in Abhängigkeit von der Lastspielzahl ge-

gemessen. In Abb. 66 sind die Kurven für den Ausgangszustand und den bei 950 °C gewalzten Zustand gegenübergestellt. Nach dem Warmwalzen ist die Festigkeit bei vermindertem Formänderungsvermögen durch den gelösten und in Form von Perlit wieder ausgeschiedenen Kohlenstoff höher als im weichgeglühten Zustand. Dieses Gefüge setzt dem Rißfortschritt weniger Widerstand entgegen und der Riß schreitet schneller fort. Der bei Raumtemperatur gemessene K_{Ic} -Wert dieser Probe von $215 \text{ Nmm}^{-3/2}$ ist höher als der wegen des ebenen Dehnungszustandes bei -196 °C gemessene Wert der Probe im weichgeglühten Zustand mit $184 \text{ Nmm}^{-3/2}$, der bei Raumtemperatur wahrscheinlich über $215 \text{ Nmm}^{-3/2}$ liegen würde.

5.2.2. Rißausbreitung in TiAl6V4

Bei der Legierung TiAl6V4 wurde das Rißausbreitungsverhalten an Luft mit einer in 0,9 % NaCl-Lösung geprüften Probe verglichen. Die Proben wurden metallographisch und raster-elektronenmikroskopisch untersucht.

5.2.2.1. Rißausbreitung in TiAl6V4 mit grobkörnigem α - β -Gefüge an Laborluft

Bei der Untersuchung des Rißverlaufs in Titanlegierungen können mehrere charakteristische Arten des Rißfortschritts im Mikrogefüge unterschieden werden. Dieses Verhalten des Risses ist abhängig davon, wie weit der Riß in der Probe fortgeschritten ist und wie groß damit die Rißgeschwindigkeit und die plastische Verformung vor der Rißspitze war. Der Riß, der zum Bruch der Probe führt, beginnt immer am Rand der Probe, wie aus den Rißöffnungswinkeln entnommen werden kann. Bei den untersuchten Rundproben wurde der bei Flachproben beim Rißbeginn oft auftretende Winkel von 45° zwischen dem Riß und der Hauptspannungsrichtung nicht gefunden. Bei der grobkörnigen Legierung TiAl6V4 wurde auch im Probeninnern nach der Zugschwellbeanspruchung ein Anriß in einem α -Korn gefunden. Dieser ca. 15 μm lange Riß

befand sich etwa 7 mm vom Hauptriß entfernt und ist sicher kein durch das den Hauptriß umgebende Spannungsfeld erzeugter Nebenriß. Abb. 67 gibt diesen Riß im α -Korn wieder, der senkrecht zur Beanspruchungsrichtung orientiert ist. Ein schichtweises Abtragen dieses Kornes ergab, daß der Riß in seiner Ausdehnung innerhalb des α -Kornes blieb. Da derartige Anrisse nicht mehr gefunden wurden und der Bruch der Probe immer vom Rand ausging, stellen sie offensichtlich eine Ausnahmeerscheinung dar. Nur durch eine besonders ungünstige Orientierung des α -Kornes und ein Gefüge in der Umgebung, das zu Spannungsspitzen in diesem Korn führte, konnte dieser Riß hervorgerufen worden sein. Abb. 68 gibt den Verlauf des Risses wieder, der am Probenrand entstand und nach wenigen weiteren Lastwechseln zum Bruch der Probe geführt hätte. Zu erkennen ist, daß der Riß bestrebt ist, globulare α -Körner an den Korngrenzen zu umgehen. Nur in wenigen Fällen wird ein α -Korn transkristallin geschnitten. Weiter zur Rißspitze hin, wo der Riß bereits eine höhere Rißgeschwindigkeit hatte, weicht der Riß immer mehr von einem geradlinigen Verlauf ab und verzweigt, da nicht mehr langsam eine günstige Ebene für den Rißfortschritt gesucht wird, sondern der Riß in benachbarten Körnern vorläuft und sich dann unter Verzweigungen wieder vereinigt. Abb. 69 zeigt nochmals eine Übersicht des Risses nachdem die Schliffoberfläche abgeschliffen worden war, wobei wiederum das Bestreben erkennbar ist, α -Körner möglichst interkristallin zu umgehen. Wird jedoch ein α -Korn transkristallin durchlaufen, weil der Winkel zwischen Korngrenze und Rißrichtung etwa 90° war, findet man vor allem bei größeren Rißlängen vor der Rißspitze Verformung durch Zwillingsbildung, die die Größe des Kornes nicht überschreitet. Abb. 70 gibt zwei Beispiele von α -Körnern, in denen die Rißspitze gerade bis zur Kornmitte fortgeschritten ist und durch das Spannungsfeld vor der Rißspitze Zwillingsbildung verursacht wurde. Das Aussehen dieser Zwillinge entspricht dem von $\{10\bar{1}2\}$ -Zwillingen⁵⁵). In beiden Fällen ist der Riß verwinkelnd und versucht, sich der Orien-

tierung der Zwillinge anzupassen. Die Rißspitze ist, wie beiden Abbildungen entnommen werden kann, nicht unendlich scharf ausgeprägt, sondern endet mit einem Radius von ca. $0,1 - 0,5 \mu\text{m}$. Dies bedeutet, daß auch im α -Korn eine Zone existiert, in der Energie durch plastische Verformung verbraucht wird. Da die Zwillinge hauptsächlich auf einer Seite des Risses angeordnet sind, ist die plastische Zone vor der Rißspitze bei grobkörnigem Gefüge in ihrer Form den einzelnen Gefügebestandteilen stark angepaßt. Manchmal finden sich auch neben den Rißflanken α -Körner mit Zwillingsbildung, die durch das nahe Vorbeilaufen des Risses und die Verformung bei der Rißöffnung entstanden sind (Abb. 71 links). In der Abb. 72 wird ein Beispiel dafür gezeigt, wie ein α -Korn mehrfach zerteilt wird. Der Riß traf oberhalb und unterhalb der Bildebene an verschiedenen Stellen auf das α -Korn, wodurch wahrscheinlich starke Schub- und Druckspannungen entstanden sind. Daraufhin teilte sich der Riß in zwei Kristallrichtungen und vereinigte sich im Korn wieder.

Ein besonderes Hindernis stellen für den Riß Bereiche mit plattenförmigen α -Körnern dar, die in diesem Gefüge inselartig auftreten. An vielen Beispielen wurde gefunden, daß der Riß versucht, solche Bereiche zu umgehen. Falls der Riß in Ausnahmefällen einmal diesen Bereich durchquert, versucht er sich an den Platten zu orientieren (Abb. 73a). Abb. 73b zeigt diesen Bereich mit 1000-facher Vergrößerung. In dem Bereich, in dem die Platten geschnitten werden, ist die Rißöffnung sehr gering. Im umgewandelten β -Gefüge zwischen den ca. $30 \mu\text{m}$ großen α -Körnern findet man eine größere Rißöffnung als in den α -Körnern. In diesen Bereichen ist folglich die Dehnung und die plastische Zone größer. Manchmal findet man in den Schlifffbildern einen Rißverlauf wie er beispielsweise in Abb. 74 gezeigt ist. Der Riß läuft in einem Bogen durch ein α -Korn, ohne auf die Orientierung der Kristallebenen Rücksicht zu nehmen. Dieser Rißverlauf in einem α -Korn ist nicht typisch für

dieses Gefüge und konnte durch weiteres Abschleifen erklärt werden. Unter diesem Bogen wurde eine scharf ausgeprägte Ecke gefunden. Oberhalb der Schliffebene verlief der Riß an der Korngrenze des α -Korns und in der Verbindung zwischen diesen beiden Stellen verlief der Riß bogenförmig durch das α -Korn. In umgewandelten β -Körnern hingegen kann der Riß auch durch runde Richtungsänderungen fortschreiten. Oft paßt sich der Riß dabei einer gebogenen α -Korngrenze an. Der Riß kann sich in Bereichen mit umgewandeltem β den durch die α -Körner auftretenden Mikrospannungen anpassen, ohne in seinem Verlauf an bestimmte Kristallrichtungen gebunden zu sein. Maßgebend für den Rißfortschritt sind hauptsächlich die α -Körner, deren Form und Anordnung. Grobe, gleich orientierte α -Platten, wie sie nach 5 min 1025 °C/Ofenabkühlung entstehen, können, wenn sie ungefähr im rechten Winkel zum Riß liegen, über dem gesamten Durchmesser einer Plattenkolonie zu geradlinigem Rißverlauf führen (Abb. 75). Der Riß ist bis zur Korngrenze geradlinig weitergelaufen (Rißverlauf von rechts unten nach links oben), obwohl der Hauptriß mit der größeren Rißöffnung an einer mit einer α -Platte belegten Korngrenze abgelenkt wurde. Der Riß folgte dabei kurz einer α -Platte an der Phasengrenze α/β , durchbricht sie rechtwinkelig und läuft an der anderen Seite der α -Platte an der Phasengrenze weiter.

5.2.2.2. Rißausbreitung in TiAl6V4 mit grobkörnigem $\alpha+\beta$ -Gefüge in NaCl-Lösung

Um den Einfluß eines korrosiven Mediums auf den Rißverlauf im Gefüge zu untersuchen, wurden Pulserproben in 0,9%-iger wässriger Kochsalzlösung bei Raumtemperatur mit einer Zugschwellbeanspruchung angerissen. Die metallographische Untersuchung des Rißverlaufs ergab, daß insbesondere im Bereich des Rißbeginns durch die Kochsalzlösung das Bestreben des Risses vermindert wird, α -Körner an den Korngrenzen zu umgehen. Abb. 76a und b zeigen Übersichtsaufnahmen

des Risses. Der Riß verläuft fast geradlinig durch das Gefüge, da die α -Körner geschnitten werden, wenn die Rißspitze auf diese trifft. In Abb. 76a schneidet die Schliffebene einen Bereich mit geringer Rißöffnung und das Schneiden der α -Körner ist deutlicher erkennbar als in Abb. 76b, in der eine Stelle mit einem größeren Rißöffnungswinkel zu sehen ist. Auch hier ist bevorzugt transkristalliner Bruch und gerader Rißverlauf feststellbar. Im Bereich der Rißspitze, in dem die Rißfortschrittsgeschwindigkeit größer war als die Geschwindigkeit des Korrosionsangriffs, wird der Einfluß des korrosiven Mediums geringer und es ergeben sich die gleichen Arten des Rißfortschritts wie bei in Luft geprüften Proben, wie zum Beispiel Verzweigungen und Zwillingsbildung (Abb. 77). Bei dieser Probe trat in der Nähe der Rißspitze ein Bereich mit sehr vielen, feinen Nebenrissen auf (Abb. 78). Da eine derartige große Anzahl von Nebenrissen nicht mit Zugspannungen erklärt werden kann, führten wahrscheinlich örtliche Druckspannungen zur Zertrümmerung der α -Körner. Abb. 79a gibt nochmals ein Beispiel dafür, wie in einem α -Korn Zwillinge entstehen können durch die mit dem Riß einhergehenden Spannungen. Daneben liegende Körner zeigen diese Zwillinge nicht und waren somit einer niedrigeren Spannung ausgesetzt, als zur Zwillingsbildung notwendig ist. Das ist wieder ein Anzeichen dafür, wie inhomogen die Spannungen und Dehnungen im Mikrobereich sind. Der sehr feine Riß verläuft hauptsächlich an der Korngrenze. In Abb. 79b ist mit einem Pfeil eine langgestreckte α -platte gekennzeichnet, die offensichtlich hohen Biegespannungen durch den daneben verlaufenden Riß ausgesetzt war. In derselben Abbildung ist eine Rißschleife in einem α -Korn zu sehen. Diese Schleife umfaßte, wie in einer anderen Schliffebene zu sehen war, das ganze Korn an der Korngrenze. In der in der Abbildung wiedergegebenen Schliffebene hat sich diese Schleife zusammengezogen und wird in einer noch tieferen Ebene sich wieder zu einem Riß ohne Verzweigung vereinigen. Daß auch das Innere der Schleife hohen Spannungen unter-

worfen war, zeigen die Zwillinge im Inneren der Schleife. In einer über der in Abb. 79b gezeigten Schliffebene (Abb. 80), bei der das eben angesprochene α -Korn gerade nicht mehr zu sehen ist, verläuft die Schleife durch verschiedene Gefügebestandteile. Ohne Kenntnis des dreidimensionalen Gefügebauaufbaus an dieser Stelle könnte der Eindruck entstehen, der Riß ändert seine Richtung ohne erkennbaren Grund rechtwinklig und kehrt in einem Bogen zur ursprünglichen Richtung und Rißebeane zurück.

5.2.2.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen zur Bestimmung des Rißverlaufs im Gefüge

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen geben vor allem Aufschluß über die seitliche Ausdehnung des Risses, die bei der metallographischen Untersuchung durch Anschleifen nur schwer und unvollständig zu erfassen ist. In Verbindung mit den aus der metallographischen Untersuchung gewonnenen Erkenntnissen ist es möglich, den Nachteil der Bruchflächenuntersuchung, nämlich fehlende Information in der Richtung senkrecht zur Bruchfläche, auszugleichen. Abb. 81 gibt eine Übersicht über die durch Zugschwellast und anschließende Zugbeanspruchung erzeugte Bruchfläche einer Pulserprobe mit grobkörnigem Gefüge aus TiAl6V4 wieder. Deutlich ist der dunklere, halbrunde angeschwungene Bereich mit den vom Anriß strahlenförmig weglaufenden Rißbahnen zu erkennen. Im Bereich des Anrisses ist bis zu einer Tiefe von ungefähr 0,08 mm die Bruchfläche glatter als bei den näher bei der Rißspitze liegenden Bereichen, in denen die Bruchfläche zunehmend das Aussehen der Restbruchfläche mit typischem Verformungsbruch annimmt. Abb. 82 zeigt einen Bereich des Rißbeginns, in dem der Riß mit niedriger Geschwindigkeit fortschritt mit verschiedener Vergrößerung. Große α -Körner werden fast geradlinig durchtrennt, wobei die spaltbruchähnlichen Flächen nicht in einer Ebene oder senkrecht zur Beanspru-

chungsrichtung liegen müssen. Die zwischen den α -Körnern liegenden Bereiche zeigen den auch bereits in den Schliffbildern gezeigten, unregelmäßigen Rißverlauf mit häufigen Richtungswechseln innerhalb kurzer Strecken. Bei höherer Vergrößerung ist der scharf ausgeprägte Rand zwischen Spaltbruch im α -Korn und Bruch im umgewandelten β -Bereich zu erkennen, der ein Hinweis auf die unterschiedlichen Rißausbreitungsarten und -geschwindigkeiten in beiden Gefügebestandteilen ist (Abb. 83). Weiter in der Mitte des angeschwungenen Bereichs schritt der Riß mit größerer Geschwindigkeit durch das Gefüge fort und die Bruchflächen der α -Körner zeigen dementsprechend ein anderes Aussehen (Abb. 84a-c). Auf den Bruchflächen sind feine Streifen zu erkennen, die Bruchfläche ist nicht mehr eben und die Ecken an den Übergängen zum umgewandelten β -Gefüge sind rund. In Abb. 84a ist eine Rißverzweigung entlang der α -Korngrenze zu erkennen. Der Nebenriß verläßt hier die Ebene des Hauptrisses. An einer anderen Stelle aus diesem Bereich sind durch die Spannungen in der Nähe des Risses kleine Nebenrisse senkrecht zur Bruchfläche entstanden. An der Rißspitze ergibt sich durch die in diesem Bereich herrschende hohe Rißgeschwindigkeit eine in Abb. 84b gezeigte Rißausbreitung im Gefüge. Der Riß weicht jetzt auf längeren Strecken von der zur Hauptspannungsrichtung senkrechten ab. Dadurch erhält die Bruchfläche makroskopisch ein faseriges, verformtes Aussehen. In der linken Hälfte der Abb. 84b ist der durch Schwellbeanspruchung erzeugte Bruch und in der rechten Hälfte die nach dem Stoppen des Schwingrisses erzeugte Restbruchfläche mit dem für einen Zugversuch typischen Bruchaussehen zu sehen. Auch mikroskopisch sind Anzeichen für einen Verformungsbruch zu finden (Abb. 84c). Man erkennt auf einem gebrochenen α -Korn Ansätze von Grübchenbildung. Der Verformungsbruch, wie er z.B. beim einachsigen Zugversuch an einer Probe mit gleichem Gefüge auftritt, ist in Abb. 85 wiedergegeben. Mit zunehmender Rißgeschwindigkeit treten vor der Rißspitze hohe Dehnungen auf, die zu einem, dem Zug-

versuch ähnlichen Bruchaussehen führen.

Bei einer Probe mit feinkörnigem Gefüge und dementsprechend hoher Festigkeit ergeben sich, wie die Dehnkurven gezeigt haben, hohe Rißausbreitungsgeschwindigkeiten. Auf der Bruchfläche einer Probe, die bis zum Bruch geprüft wurde, kann der Übergang vom verformungsarmen zum Verformungsbruch verfolgt werden (Abb. 86a-d). Abb. 86a zeigt einen Ausschnitt in der Nähe des Rißbeginns. Bedingt durch das feine Gefüge sind nur kleine Bruchflächen von α -Körnern zu erkennen, die jedoch nicht eindeutig zu identifizieren sind. Grübchen mit hochgezogenen Rändern sind nicht zu erkennen. Ist der Riß etwas weiter fortgeschritten (Abb. 86b) sind vereinzelt schwach ausgeprägte Grübchen schon zu erkennen, die an der Rißspitze deutlich in Erscheinung treten und sich der durch die wechselnde Beanspruchung entstandenen Bruchfläche (Abb. 86a) überlagert haben (Abb. 86c). Abb. 86d zeigt dann im Bereich der Restbruchfläche die durch Verformungsbruch entstandene Bruchfläche, die keine durch Dauerbruch erzeugten Anteile mehr aufweist und der Bruchfläche, wie sie beim Zugversuch auftritt, entspricht.

5.2.3. Rißausbreitung in der Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO},75\text{AgO},25$ im Gußzustand

Die Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO},75\text{AgO},25$ unterscheidet sich von der Legierung TiAl_6V_4 neben dem geringeren Gehalt an α -stabilisierendem Aluminium vor allem durch den unterschiedlichen Gefügebau. Während bei der Legierung TiAl_6V_4 nach der Glühung im β -Gebiet breite α -Platten und Korngrößen von etwa 0,4 mm vorliegen (Abb. 75) besteht die Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO},75\text{AgO},25$ aus umgewandelten β -Körnern mit einem Durchmesser von etwa 1 mm und sehr feinen α -Platten, die mit unterschiedlicher Orientierung aneinanderstoßen. Eine besondere Bedeutung wird deshalb bei diesen Legierungen bei der Untersuchung des Rißverlaufs der Orientierung der Körner und den Korngrenzen zukommen. Diese Legierung wurde in Form eines Implantats wie in Abschnitt 4.6. beschrieben in 0,9%-NaCl-Lösung geprüft.

5.2.3.1. Metallographische Untersuchung des Rißverlaufs

Bedingt durch die besondere Versuchsführung bei dieser Legierung konnte jeweils ein Anriß, der durch Zugspannungen auf der einen Seite der Endoprothese und durch Druckspannungen auf der anderen Seite entstanden war, untersucht werden. Auf der Druckseite der Probe verläuft der Riß relativ gerade durch das Gefüge (Abb. 87). Durch die Druckspannungen ist die Umgebung des Risses auch weiter vom Riß entfernt verformt. An der Rißspitze weicht der Riß rechtwinkelig von seiner ursprünglichen Richtung ab. Dies führt in der Richtung, in der der Riß fortschreiten wollte, zu starken Verformungen durch Zwillingsbildung (Abb. 88a). Der Grund für den Richtungswechsel wurde durch weiteres Abtragen der Schlifffläche gefunden (Abb. 88b). Eine Korngrenze lenkt den Riß in eine andere Kristallorientierung um, die in einem Winkel von 90° zur ursprünglichen Ausbreitungsrichtung des Risses liegt. Zwillinge deuten die Richtung der Gitterebenen an, zu denen der Riß parallel verläuft. Der Riß, der auf der anderen Seite der Probe durch Zugspannungen entstanden ist, breitet sich ungleichmäßiger im Gefüge aus, wie Abb. 89 aus dem Bereich der Rißmitte zeigt. Der Riß verläuft durch die Körner und nicht entlang der Korngrenzen. An den Rändern des Risses sind die im unverformten Zustand gerade laufenden Platten und Nadeln des Gefüges gebogen. Abb. 90 gibt drei Beispiele für solche plastischen Verformungen neben dem Riß. Der Durchmesser der plastischen Zone, der hieraus abgeschätzt werden kann, beträgt ca. $100\text{ }\mu\text{m}$. Mitten in einem Korn kann die Verformung die Richtung ändern und die Platten sind in die entgegengesetzte Richtung gebogen. In der Nähe der Rißspitze änderte auch auf der Zugseite der Riß an der Korngrenze seine Richtung mit einem scharfen Knick (Abb. 91). Der Winkel, um den sich die Richtung des Risses ändert, beträgt 78° . Die Platten unterschiedlicher Orientierung, die an der Korngrenze, an der der Riß umgelenkt wird, zusammenstoßen, schließen ebenfalls einen

Winkel von 78° ein (Abb. 92, höhere Vergrößerung). Der Riß schneidet jedoch die Platten unter einem Winkel von 44° und nach dem Überschreiten der Korngrenze unter 66° . Während bei einem Winkel von 44° zwischen Platten und Riß trotz großem Rißöffnungswinkel keine plastische Verformung erkennbar ist, treten im anderen Korn bei einem Schnittwinkel von 66° starke plastische Verformungen auf, die durch die entstandenen Zwillinge und die im Rißbereich stark gebogenen Platten angezeigt werden. Außerdem ist die Rißöffnung durch die örtlich verschiedenen Verformungen unregelmäßig. Abb. 93 gibt ein Beispiel für dicht beieinanderliegende Stellen, bei denen der Abstand der Bruchflächen zwischen $10\text{ }\mu\text{m}$ und $120\text{ }\mu\text{m}$ beträgt. Nebenrisse treten bei dieser Legierung hauptsächlich in der Mitte des Risses auf, verlaufen ungefähr senkrecht zum Hauptriß und orientieren sich wie der Hauptriß sehr stark am Gefüge, wie anhand des Beispiels in Abb. 94 gezeigt wird.

5.2.3.2. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen

Um eine der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung zugängliche Bruchfläche zu erhalten, wurde die Probe nach dem seitlichen Anschleifen des Risses und der metallographischen Untersuchung durch Zuglast zerbrochen. Der obere Teil der in Abb. 95 wiedergegebenen Bruchfläche zeigt den durch Zugschwellbeanspruchung entstandenen Anriß und die großen Körner mit den darin enthaltenen α -Platten, die zum treppenartigen Aussehen der Bruchfläche führen. Auf der Druckseite sind bei dieser Vergrößerung keine Einzelheiten des Gefüges zu erkennen, da die Bruchflächen durch das Zusammenschlagen plastisch verformt wurden. Bei höherer Vergrößerung (Abb. 96) sind jedoch in der Nähe der Rißspitze gerade Spaltbruchflächen zu erkennen (Abb. 96a). Die Stufen zwischen den geraden Flächen zeigen stärkere Verformungen. Dies entspricht dem in Abb. 92 gezeigten Rißverhalten. Die etwa $2\text{ }\mu\text{m}$ dicken α -Platten werden durch ebene Flächen gebrochen. Die zwischen den α -Platten lie-

genden Bereiche zeigen wie auch bei TiAl6V4 eine unregelmäßige Bruchfläche (Abb. 96b). Bei der metallographischen Untersuchung wurde festgestellt, daß der Riß an einer Korngrenze, die zwei Bereiche mit unterschiedlich orientierten α -Platten trennt, seine Richtung ändert (Abb. 88b). Abb. 96c zeigt diese Stelle im Rasterelektronenmikroskop. Im Vordergrund befindet sich die Schlißfläche. Der Riß, der sich von links nach rechts ausbreitet, läuft auf einer trennbruchähnlichen Fläche gegen die Korngrenze an. Oberhalb der scharfkantigen Änderung der Ausbreitungsrichtung des Risses sind wieder geschnittene α -Körner zu erkennen. In der Ecke ist an einer Stelle zu erkennen, daß der Riß versucht, durch einen runden Übergang Weglänge zu sparen. Auf der Zugseite der Probe findet man ein ähnliches, stufenförmiges Bruchaussehen mit einerseits glatten Bruchflächen und andererseits Bruchflächen, die durch die ungünstige Orientierung des Rißverlaufs zu der Lage der α -Platten und der daraus resultierenden plastischen Verformung entstanden sind.

5.2.4. Rißausbreitung im Stahl 100Cr6

Die Untersuchung des Rißverhaltens im Gefüge beim Stahl 100Cr6 wurde hauptsächlich mit dem Rasterelektronenmikroskop durchgeführt, da höhere Vergrößerungen als mit dem Lichtmikroskop möglich sind. Durch starkes Ätzen treten die Zementitkörner reliefartig hervor, so daß sie im Rasterelektronenmikroskop gut sichtbar werden. Abb. 97 gibt ein Beispiel, wie ein an der Oberfläche entstandener Riß durch das Gefüge verläuft anhand von Proben, die quer zur Walzrichtung aus einem bei 750 °C umgeformten Blech entnommen wurden. Nach dem Anschwingen eines Risses wurde die Probe angeschliffen und die Schlißfläche geätzt. Es wurde festgestellt, daß die Zementitkörner nicht geschnitten, sondern an der Phasengrenze Ferrit/Karbid umgangen werden, da das Formänderungsvermögen des Ferrits und des geringen Anteils an Perlit, der bei 750 °C vorhanden ist,

viel höher ist als das der Zementitkörner. Bedingt durch die große Dehnung der Proben beim Anschwingen des Risses kommt es auch im Probeninnern zur Bildung von Rissen. Diese Risse entstehen hauptsächlich an großen Zementitkörnern, die durch die Verformung in Walzrichtung in Reihen angeordnet sind. Die Umgebung dieser Zementitkörner verformt sich aufgrund des höheren Formänderungsvermögens bei der wechselnden Beanspruchung stärker, so daß die Zementitkörner aus dem Gefügeverband gelöst werden und sich um sie Hohlräume bilden. Da die Zementitkörner in Walzrichtung in Reihen angeordnet sind, entstehen wie in Abb. 98a gezeigt wird, röhrenförmige Hohlräume, die zu größeren Rissen wachsen können. In einer dieser Röhren ist noch das kugelige Zementitkorn zu erkennen. Die Oberfläche dieser Hohlräume ist glatter als die umgebende Bruchoberfläche, die Anzeichen eines Verformungsbruchs aufweist. An einer anderen Stelle ist in einem der Hohlräume wieder ein Zementitkorn zu sehen, das durch die Verformung an allen Seiten gelockert wurde (Abb. 98b). Bei einer Walztemperatur von 800 °C, bei der bereits mehr Zementit gelöst und als Perlit ausgeschieden wird, ergibt sich eine in Abb. 99a wiedergegebene Bruchfläche. Durch die Ausrichtung der Gefügebestandteile längs zur Walzrichtung ergeben sich Rinnen mit feinen Nebenrissen senkrecht zur Bruchfläche (Abb. 99b). Bei einer Probe aus Längsrichtung sind diese Rinnen, da sie senkrecht zur Bruchfläche liegen, nicht mehr zu sehen (Abb. 99c). Auch hier finden sich Rißverzweigungen in Verformungsrichtung senkrecht zur Bruchfläche.

Eine Übersichtsaufnahme über die Bruchfläche einer Pulserprobe aus Längsrichtung eines bei 750 °C gewalzten 100Cr6 (Abb. 100) zeigt noch einmal die verschiedenen Anrißmöglichkeiten, die gleichzeitig beim Anschwingen der Probe auftreten können. In dieser Probe entstanden an der Oberfläche an zwei verschiedenen Stellen Anrisse, die sich, wie in Abschnitt 5.1.1. besprochen, zu einem Riß vereinigen

ten, der damit eine größere Ausdehnung hatte und sich schneller ausbreitete als die anderen Anrisse. Ein dritter Anriß, der in Höhe der anderen beiden Anrisse an einer um 90° versetzten Stelle liegt, konnte nicht soweit ins Probeninnere wachsen. Im Innern der Probe bildeten sich gleichzeitig ein großer und ein kleiner Anriß durch Hohlraumbildung durch Zementitkörner. Da diese Probe parallel zur Walzrichtung entnommen wurde, sind die Zementitkörner in Probenlängsachse dichter angeordnet. Nebeneinander liegende Reihen von Zementitkörnern und Schubspannungen führen zur Trennung des Werkstoffes und Hohlräumen senkrecht zur Bruchfläche.

5.3. Einfluß verschiedener Gefügezustände auf die Dauerfestigkeit

Von den verschiedenen Gefügezuständen, die durch Warmwalzen erzeugt worden waren, und dem Ausgangszustand wurde mit Zug-Druck-Wechselversuchen die Dauerfestigkeit bestimmt. Der Ausgangszustand der Legierung TiAl6V4, dessen Gefüge in Abb. 1 wiedergegeben ist, zeigt unterschiedliche Werte der Dauerfestigkeit in Längs- und Querrichtung zur Stangenachse. In Querrichtung wurde eine Dauerfestigkeit von 350 N/mm^2 gefunden, während in Längsrichtung die Proben erst bei Spannungen größer als 450 N/mm^2 zu Bruch gehen. Die Werte von Proben, die in einem Winkel von 45° zur Probenachse entnommen wurden, zeigen in der Wöhlerkurve bei hohen Spannungen Werte, die ungefähr bei den Werten der Proben der Querrichtung liegen. Im Bereich der Dauerfestigkeit hingegen liegen die Werte bei denen der Längsproben. Abb. 101 gibt die Wöhlerkurve der Legierung TiAl6V4 im Anlieferungszustand wieder.

Die Ergebnisse der Dauerfestigkeitsmessungen der bei verschiedenen Temperaturen flachgewalzten Legierung TiAl6V4 sind in Tab. 9 wiedergegeben. Die Dauerfestigkeitswerte in Abhängigkeit von der Walztemperatur sind in Abb. 102 auf-

getragen. Nach Kaliber- und Flachwalzen bei einer Walztemperatur von 950°C erreicht die Dauerfestigkeit einer Probe aus Längsrichtung einen Höchstwert von 675 N/mm^2 . Die Werte der Proben aus Querrichtung zeigten in allen Fällen niedrigere Dauerfestigkeitswerte als aus Längsrichtung. Verglichen mit dem Anlieferungszustand lagen alle Werte nach der Umformung höher. Bei einer Walztemperatur von 880°C wurde ein relatives Dauerfestigkeitsminimum gefunden. Bei einer Umformung im Gebiet der β -Phase bei 1025°C , bei der das in Abb. 12 gezeigte fein umgewandelte Gefüge mit einem ehemaligen β -Korndurchmesser von etwa $0,7\text{ mm}$ vorliegt, verminderte sich die Dauerfestigkeit auf etwa 550 N/mm^2 bei Proben aus Längsrichtung und auf 500 N/mm^2 bei Proben aus Querrichtung. Diese Werte entsprechen den Werten, die nach einer Walztemperatur von 800°C gefunden wurden und die ein feinkörniges, globulares, in Abb. 8 wiedergegebenes Gefüge in TiAl6V4 aufweisen.

Die Ermittlung der Dauerfestigkeit einer Probe, die nach dem Kaliberwalzen bei 900°C 50 mal pendelgeglüht wurde und grobkörniges, globulares $\alpha+\beta$ -Gefüge aufwies, ergab einen Wert von 400 N/mm^2 . Da bei der Pendelglühung die zuletzt eingestellte Temperatur vor der Abkühlung auf Raumtemperatur 880°C war, muß die Dauerfestigkeit mit dem Wert bei dieser Temperatur verglichen werden, der um ca. 150 N/mm^2 höher ist. Aus früheren Untersuchungen⁵⁶⁾ kann entnommen werden, daß nach Glühzeiten bis zu 90 h bei 880°C die Dauerfestigkeit bei ca. 550 N/mm^2 liegt. Die Korngröße nach dieser Glühzeit liegt bei ca. $15\text{ }\mu\text{m}$. Die Verminderung der Dauerfestigkeit ist nach der Pendelglühung auf den größeren α -Korndurchmesser zurückzuführen.

Beim Stahl 100Cr6 im Ausgangszustand ergab sich, wie der in Abb. 103 gezeigten Wöhlerkurve entnommen werden kann, eine Dauerfestigkeit von 250 N/mm^2 . In der gleichen Abbildung ist auch die Wöhlerkurve von dem Stahl C105 eingezeichnet, dessen Dauerfestigkeit 200 N/mm^2 beträgt. Im weichgeglühten Zustand führt der Chromgehalt von 1,44 %,

der im Mischkristall und in den Karbiden als Substitutions-
element gelöst ist, zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit
um 50 N/mm^2 . Eine Warmumformung von 100Cr6 bei 800°C er-
höht die Dauerfestigkeit nochmals auf über 325 N/mm^2 , da
etwas feinlamellarer Perlit gebildet wurde, der zu höherer
Festigkeit und damit zu erschwerter Rißbildung führt. Ein
Unterschied in Längs- und Querrichtung konnte im Rahmen der
Meßgenauigkeit nicht festgestellt werden.

6. Diskussion

Die Ergebnisse der einzelnen Untersuchungen über den Einfluß des Gefüges auf die Rißbildung und Rißausbreitung bei den untersuchten Werkstoffen werden im folgenden zusammengefaßt und diskutiert.

6.1. Einfluß des Gefüges auf die Rißbildung

Bei der Untersuchung der Rißbildung an ungekerbten Rundproben wurde festgestellt, daß je nach Werkstoff und Gefügezustand die Rißbildung im Innern der Probe oder an der Probenoberfläche erfolgen kann. Bei den Stählen kann sich neben der Bildung der Anrisse an der Oberfläche auch ein Riß im Innern bilden, wenn ein Gefüge vorliegt, bei dem die runden Zementitkörner durch die Warmumformung bei 750 °C oder 800 °C in Längsrichtung aufgereiht sind. Durch das unterschiedliche Formänderungsvermögen der harten Zementitteilchen und der ferritischen oder perlitischen Matrix bilden sich um die Zementitteilchen Hohlräume, die dadurch, daß die Zementitteilchen in Walzrichtung dichter beieinander liegen zu röhrenförmigen Hohlräumen führen, die zu einem Riß wachsen können. Der kugelförmige Zementit wird dabei nicht gebrochen und an allen Seiten vollständig aus der Matrix herausgelöst. Bei der Anrißbildung am Probenrand führen hauptsächlich durch Drehen der Proben entstandene ausgerissene Stellen und Riefen oder kleine, zu stark verfestigte Bereiche, wie sie beim Schleifen entstehen können, zur Rißbildung nach Aufbringen einer Schwingbeanspruchung. Da die Risse, bedingt durch die Verfestigung der Oberfläche und die plastischen Verformung vor der Rißspitze sich im Anrißstadium nur langsam ausbreiten, bildet sich gleichzeitig unter jedem örtlich stärker verformten Bereich ein Anriß. Insgesamt wird jedoch trotz der vielen Anrisse die Bruchlastspielzahl, verglichen mit Proben mit abgeätzter Oberfläche erhöht, da die verfestigte Oberfläche das Wachstum dieser kleinen Anrisse verlangsamt.

Bei der Legierung TiAl6V4 und den Stählen 100Cr6 und C105 ist die Erhöhung der Dauerfestigkeit bei bearbeiteter Oberfläche nicht auf Druckeigenspannungen zurückzuführen, die bei mechanischer Bearbeitung entstehen können. Da Druckeigenspannungen eine Rißbildung und Rißaufweitung erschweren, dürfte nicht in jedem besonders stark verformten Bereich, in dem die Druckspannungen am höchsten sein müßten, ein Anriß zu finden sein. Wahrscheinlicher ist, daß an diesen besonders stark verformten Stellen die Verfestigung so hoch ist, daß nach Aufbringen einer Schwingbeanspruchung Entfestigung und Rißbildung eintritt. Die von der Bearbeitung herrührende Verfestigung nimmt mit der Entfernung vom Probenrand ab. Solange die Rißlänge unter der für den jeweiligen Gefügezustand kritischen Rißlänge bleibt, tritt kein oder nur langsames Rißwachstum auf. Wird jedoch die Rißlänge größer als die kritische Rißlänge, breitet sich der Riß in diesem Bereich mit hoher Festigkeit schnell aus. Durch die Kerbwirkung der kleinen Anrisse wird außerdem die Zugfestigkeit erhöht, wie durch Kerbzugversuche gezeigt wurde. Erst bei einer Kerbschärfe und -tiefe entsprechend einem α_K über 3 bei 100Cr6 wird die Zugfestigkeit unter den Wert des ungekerbten Werkstoffes vermindert. Bei C105 mit einer Formzahl über 2 ist die Zugfestigkeit geringer als im ungekerbten Zustand. Dies und die geringere Festigkeit von C105 verglichen mit 100Cr6 führen zu einer um 50 N/mm^2 niedrigeren Dauerfestigkeit. Nahe beieinanderliegende Anrisse beeinflussen sich besonders bei den Stählen gegenseitig. Es wurde gefunden, daß ein Anriß einen anderen durch sein Spannungsfeld vor der Rißspitze schließen kann. Häufiger wurde jedoch beobachtet, daß sich zwei auf ca. 20-30 μm voneinander entfernten, verschiedenen Ebenen liegende Anrisse durch Gleiten auf einer Ebene, die die Rißspitzen verbindet, zu einem Riß vereinigen, der dann so groß ist, daß er bevorzugt wächst, da die Formzahl größer wurde als die der anderen Risse. Am Beispiel einer Probe aus 100Cr6 konnte gezeigt werden, daß einige Anrisse gleich-

zeitig weit in das Probeninnere wachsen konnten, wo sie auf Risse, die im Innern entstanden waren, trafen. Bei Proben mit abgeätzter Oberfläche tritt bei diesen Stählen der Anriß ohne erkennbaren Zusammenhang mit dem Gefüge auf, da das Gefüge, abgesehen von den für die Rißbildung zu kleinen Zementitkörnern, gleichmäßig und isotrop ist.

Bei der Titanlegierung TiAl6V4, die eine höhere Festigkeit und ein geringeres Formänderungsvermögen als die beiden Stähle aufweist, führen bereits feinste Kerben bei Dauerschwingbeanspruchung zu Anrissen an der Oberfläche und die vom Drehen herrührende Riefe mit der höchsten Kerbwirkung führt zum Riß, der den Bruch der Probe herbeiführt. Selbst an 1 μm großen Riefen wurden kleine Anrisse gefunden. Diese Anrisse in der bearbeiteten Oberfläche führen bei Zugschwellbeanspruchung bei weniger als 10000 Lastwechseln zu einem zusätzlichen Beitrag zur Probenverlängerung. Diese Risse verlaufen an der Oberfläche auf einer langen Strecke in der Riefe, obwohl diese nicht senkrecht zur Hauptspannung orientiert ist. Obwohl das Formänderungsvermögen der Legierung TiAl6V4 geringer und die Rißwachstumsgeschwindigkeit höher ist, treten mehrere Anrisse gleichzeitig auf, die in ihren Abmessungen allerdings unterkritisch bleiben. Ein Vergleich der verschiedenen Werkstoffe und Gefügezustände ergab, daß die Bildung eines wachstumsfähigen Risses und damit die Dauerfestigkeit umso mehr erschwert wird, je höher die Festigkeitseigenschaften und je geringer die Kerbempfindlichkeit der Werkstoffe sind. Deshalb ist z.B. auch die Dauerfestigkeit der grobkörnigen Legierung TiAl6V4 um 150 N/mm² niedriger als vergleichbare feinkörnige Gefügezustände. Durch die auch beim Drehen auftretende verfestigte Oberfläche wird wie bei den Stählen die Bildung eines wachstumsfähigen Risses erschwert und damit die Bruchlastspielzahl erhöht. Da eine mechanische Bearbeitung der Probenoberfläche die Rißbildung stärker beeinflußt als das Gefüge, müssen zur Untersuchung des Zusammenhanges zwischen

Rißbildung und Gefügezustand Proben ohne verfestigte Oberfläche hergestellt werden. Proben mit unverfestigter Oberfläche, wie sie bei Pendelglühung durch Abdampfen der Oberflächenschicht entstehen, ermöglichen durch Reliefbildung die Untersuchung des Einflusses einzelner Gefügebestandteile auf die Rißbildung. Außerdem wurde durch die Pendelglühung eine Vergrößerung des globularen α -Korndurchmessers je nach Anzahl der Zyklen auf 30 - 60 μm gefunden. Dieses grobkörnige Gefüge entsteht wahrscheinlich durch das ständig wiederholte Ausscheiden von α an auch bei 980 °C noch vorhandenen α -Keimen, verbunden mit einer Hin- und Rückdiffusion von α -stabilisierendem Aluminium und β -stabilisierendem Vanadium. Diese Korngrößen bis 60 μm können auch durch langzeitige Glühung bei 880 °C (20-30 μm nach 270 h) nicht erhalten werden. Es war zu erwarten und wurde durch die Untersuchungen bestätigt, daß die einzelnen Mechanismen der Rißbildung und der Rißausbreitung und der Einfluß einzelner Gefügebestandteile in einem grobkörnigen Gefüge deutlicher und ausgeprägter in Erscheinung treten, als in einem feinkörnigen Gefüge, das für die plastische Zone vor der Rißspitze als homogener Werkstoff erscheint. Der Riß breitet sich außerdem in einem grobkörnigen Gefüge unstetiger aus. Bei der Übertragung der an grobkörnigem Gefüge gefundenen Ergebnisse auf feinkörniges Gefüge muß man berücksichtigen, daß sie dort nur in abgeschwächter Form auftreten werden. Bei der Legierung TiAl6V4 mit grobem, globularem $\alpha+\beta$ -Gefüge wurde an der Oberfläche gefunden, daß der Anriß an Korngrenz-zwickeln erfolgen kann. In diesem Bereich stoßen mehrere, verschieden orientierte Körner zusammen, die durch die Anisotropie des E-Moduls bei gleicher Spannung verschieden stark gedehnt werden. Legt man die anisotropen Werte des Elastizitätsmoduls von Reintitan zugrunde, kann die elastische Dehnung des Kornes, dessen a-Achse parallel zur Spannungsrichtung liegt 50 % größer sein als die eines benachbarten Kornes, dessen c-Achse parallel zur Spannungsrichtung liegt. Da sich die benachbarten Körner

jedoch in der Dehnung behindern, können Mikrospannungen bis etwa 200 N/mm^2 entstehen. Diese Mikrospannungen führen in einem etwa $20 \text{ }\mu\text{m}$ großen Bereich zu einem Anriß, der durch seine etwa $5 \text{ }\mu\text{m}$ breiten, durch Gleitbänder entstandenen und verschieden orientierten Bruchfacetten gekennzeichnet ist. Von diesem Anriß zweigen mehrere Risse ab, von denen die günstig zur Hauptspannungsrichtung orientierten Risse weiterwachsen. Auch an Proben ohne Möglichkeit der Anrißbildung durch die Oberflächenbearbeitung werden Nebenrisse gefunden, die, solange die Rißwachstumsgeschwindigkeiten niedrig sind, gleichzeitig und unabhängig voneinander wachsen können, da bei Lastregelung die Spannung an beiden Rissen gleich hoch ist.

Nicht nur bei den Stählen, sondern auch bei der Legierung TiAl6V4 wurde im Probeninnern ein Anriß in einem α -Korn gefunden. Im Gegensatz zur Oberfläche, bei der die Anrisse an Stellen entstehen, wo mehrere Korngrenzen zusammenreffen, entstand dieser Anriß im Probeninnern innerhalb eines α -Korns. Dieser Anriß war etwa 7 mm vom Hauptriß entfernt und ist damit nicht auf Spannungen in der Umgebung des Hauptrisses zurückzuführen. Der etwa $15 \text{ }\mu\text{m}$ lange Riß senkrecht zur Hauptspannungsrichtung blieb in seiner Ausdehnung innerhalb des α -Korns, wie durch schichtweises Abtragen des Korns festgestellt wurde. Da keine weiteren derartigen Anrisse gefunden werden konnten und kein Hauptriß, der zum Bruch der Probe führte, von einem Innenriß ausging, wie die Untersuchung der Rißöffnungswinkel und Rißbahnen zeigten, stellt diese Art der Rißbildung bei grobkörnigem TiAl6V4 eine Ausnahme dar.

6.2. Einfluß des Gefüges auf die Rißausbreitung

Die Dehnungsmessungen erwiesen sich als eine einfache Möglichkeit qualitativ das Rißausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von der Lastspielzahl makroskopisch zu untersuchen. Neben dem bereits bekannten Einfluß der Spannung auf die Rißwachstumsgeschwindigkeit konnte damit auch der

Einfluß des Gefüges und der Oberflächenbeschaffenheit auf die Rißausbreitung untersucht werden. Es wurde bestätigt, daß die Rißwachstumsgeschwindigkeit in grobem, plattenförmigem Gefüge der Legierung TiAl6V4 niedriger ist als in einem Gefüge mit feinen, globularen α -Körnern. Die untersuchten, pendelgeglühten Proben mit grobem, globularem Gefüge zeigten eine ähnlich niedrige Wachstumsgeschwindigkeit wie die nach 5 min 1025 °C ofenabgekühlten Proben. Diesem Einfluß des Gefüges überlagerte sich wieder der Einfluß der Probenoberfläche. Eine durch Drehen der Proben verfestigte Oberfläche erhöht die Rißwachstumsgeschwindigkeit bei Proben mit einem Gefüge, das sonst zu niedrigen Wachstumsgeschwindigkeiten führen würde, da ein Riß mit einer kritischen Rißlänge sich in der verfestigten Schicht schneller ausbreitet. Diese höheren Rißwachstumsgeschwindigkeiten führen dann im Probeninnern zu einer höheren Spannungsintensität, wodurch das Rißwachstum nicht mehr verlangsamt werden kann. Da bei Proben mit feinkörnigem Gefüge die Fähigkeit zur Verfestigung ebenso wie in der bereits verfestigten Oberflächenschicht gering ist, hat die bearbeitete Oberfläche bei diesem Gefüge keinen meßbaren Einfluß mehr auf die Rißwachstumsgeschwindigkeit. Die Dehnungsmessung einer pendelgeglühten Probe bei Zugschwellbeanspruchung in 0,9%-iger wässriger Kochsalzlösung führte trotz unterschiedlicher Rißausbreitungsart im Gefüge zu keiner meßbaren Veränderung der Rißgeschwindigkeit.

Bei dem Stahl 100Cr6 ergeben sich durch das höhere Formänderungsvermögen und die damit verbundene größere plastische Arbeit vor der Rißspitze niedrigere Rißwachstumsgeschwindigkeiten als bei TiAl6V4. C105 mit einer geringeren Festigkeit im weichgeglühten Zustand hat bei den niedrigeren Prüfspannungen von 395 bis 421 N/mm² eine noch geringere Rißausbreitungsgeschwindigkeit als 100Cr6 nach 96 % Umformung bei 750 °C. Ein Einfluß der Probenlage längs und quer zur Verformungsrichtung konnte nicht festgestellt werden. Da diese Stähle eine hohe Rißzähigkeit aufweisen, hat die Beschaffenheit der Oberfläche keinen

Einfluß auf die Rißausbreitung, sondern nur auf die Rißentstehung, die durch die verfestigte Oberfläche zu höheren Lastspielzahlen verschoben wird.

Da die Spannungsverhältnisse an der Probenoberfläche und im Probeninnern bei den dünnen Proben vergleichbar sind, konnten zur Untersuchung des Rißverlaufs neben metallographischen Untersuchungen auch mikroskopische Beobachtungen an der Probenoberfläche herangezogen werden. Bei grobkörnigem, globularem TiAl6V4 wird hauptsächlich interkristalliner Bruch an der Korngrenze des primären α -Korns gefunden oder Rißwachstum im umgewandelten β -Gefüge. Bei Rißausbreitung an den α -Korngrenzen verläuft der Riß meist neben der Korngrenze im $\alpha+\beta$ -Bereich. Nur in seltenen Fällen wurde Rißverlauf entlang der Korngrenze im α -Korn beobachtet. Diese Korngrenzen setzen dem Riß bei der Ausbreitung den geringsten Widerstand entgegen. Bei feinkörnigem Gefüge erhöht sich der Anteil der Korngrenzenfläche bezogen auf das Gesamtvolumen. Außerdem können Spannungsspitzen im Mikrobereich bei feinkörnigem Gefüge keine so hohen Werte wie bei grobkörnigem Gefüge erreichen. Dadurch ergeben sich bei feinkörnigem Gefüge hohe Rißwachstumsgeschwindigkeiten. Wird ein α -Korn von einem Riß in einem Winkel von etwa 90° getroffen oder verhindern benachbarte Körner ein Ausweichen, werden die α -Körner auf glatten Ebenen getrennt. Auch Richtungswechsel mit scharf ausgeprägten Ecken sind innerhalb eines α -Korns möglich, wobei der Riß immer geradlinig auf Gitterebenen verläuft. Mit zunehmender Rißlänge und Spannungsintensität treten in den Körnern vor der Rißspitze Zwillinge auf, deren Orientierung der Riß wechselweise folgt. Die Rißspitze in einem α -Korn hat einen Radius von $0,1 - 0,5 \mu\text{m}$. Es erfolgt also auch in α -Körnern plastische Verformung vor der Rißspitze, die, vor allem bei höheren Rißwachstumsgeschwindigkeiten, auf der Bruchfläche zu gerade noch erkennbarer Grübchenbildung führt. Verläuft der Riß nicht in primären α -Körnern, kann die Rißspitze so fein auslaufen, daß sie mit dem Mikros-

kop nicht mehr auflösbar ist. In dem Bereich, in dem der Riß sich mit höherer Geschwindigkeit ausbreitet, findet man besonders bei feinkörnigem Gefüge zunehmend Grübchenbildung, die auf zunehmende Verformung vor Trennung des Werkstoffs zurückzuführen ist.

Werden die Proben der Legierung TiAl6V4 in 0,9%-iger NaCl geprüft, findet man häufiger transkristallinen als interkristallinen Bruch. Der Riß verläuft geradlinig durch das Gefüge und versucht selten α -Körner zu umgehen. Dies könnte auf einen, verglichen mit Prüfung an Luft, erhöhten Wasserstoffgehalt an der Rißspitze hinweisen. Mit zunehmender Rißlänge und damit steigender Rißwachstumsgeschwindigkeit nimmt der Einfluß des schwachen korrosiven Mediums ab und man findet den gleichen Rißverlauf im Gefüge wie bei an Luft geprüften Proben. Bei Prüfung sowohl in Kochsalzlösung als auch an Luft können Rißschleifen auftreten, die dadurch zustande kommen, daß der Riß an verschiedenen Stellen auf ein α -Korn trifft und sich bei der Vereinigung der zwei Risse an der Korngrenze eine Schleife bildet, die dann im Korn oder im angrenzenden Gefüge verläuft. Durch Abtragen der Schlifffläche konnte nachgewiesen werden, daß die Rißschleife immer an den Korngrenzen um ein α -Korn entsteht. Ebenfalls gezeigt werden konnte durch schichtweises Abtragen der Schlifffläche, daß in einem α -Korn ein bogenförmiger Rißverlauf nur die Verbindung zwischen zwei scharfen Ecken sein kann und der Riß nicht selbst bogenförmig verläuft. Ein Hinweis auf die höhere Rißzähigkeit des groben plattenförmigen Gefüges wurde bereits in den pendelgeglühten Proben, die Bereiche mit α -Platten enthalten, gefunden. Der Riß versuchte, diese Bereiche möglichst zu umgehen. Wenn eine Durchquerung dieser Bereiche offensichtlich nicht zu vermeiden war, lief der Riß geradlinig durch die α -Platten. Die plastische Zone erfaßt also nicht den Einfluß einzelner Platten, sondern den Einfluß des ganzen Bereiches mit gleichorientierten Platten. Eine Platte, deren Gefüge durch Glühung bei 1025°C

vollständig aus groben α -Platten bestand, zeigte nach dem Anschwingen eines Risses, daß der Riß den gesamten Bereich gleichorientierter α -Platten geradlinig durchquert und erst an einer mit einer α -Platte belegten β -Korngrenze zum Stehen kommt. Kurz vor dieser Korngrenze verzweigt sich der Riß und breitet sich parallel zu den Platten, die er vorher senkrecht geschnitten hat, an der Korngrenze der α -Platte aus. Schneidet er eine Platte, geschieht dies wieder im rechten Winkel zur Richtung der größten Plattenausdehnung. In diesem Korn lagen die α -Platten in einem Winkel von etwa 45° zur Hauptspannungsrichtung, so daß die höchsten Schubspannungen parallel und senkrecht zur Plattenlängsachse $\{10\bar{1}0\}$ und zur Basisebene $\{0001\}$ lagen (Abb. 104). Wahrscheinlich wurde in den 50 - 100 μm langen α -Platten in ihrer Längsachse nicht die kritische Schubspannung überschritten, so daß nicht die primäre Gleitebene $\{10\bar{1}0\}$ sondern die Basisebene $\{0001\}$ als Gleitebene betätigt wird, die ebenfalls günstig zur Schubspannungsrichtung liegt und bei der nur Gleitung über 10 μm erforderlich ist. Außerdem nähern sich die Werte der kritischen Schubspannungen für die beiden Gleitebenen mit zunehmendem Sauerstoff- und Stickstoffgehalt (Abb. 105) und ist bei einem Gehalt von über 0,16 %, wie er nach der Ofenabkühlung bei der untersuchten TiAl6V4-Legierung vorliegt, gering. In der Richtung der Basisebene wurde der geradlinige Rißverlauf gefunden. Da bei Titanlegierungen die Hydridbildung hauptsächlich auf $\{0001\}$ erfolgt, kann, beginnend an den Korngrenzen, durch Aufkonzentration des Wasserstoffs in der Umgebung der Rißspitze und feine Hydridausscheidung auf den Basisebenen dieser Rißverlauf entstanden sein. Da durch Aluminium die Löslichkeit von Wasserstoff in der α -Phase erhöht und durch Vanadium in der β -Phase vermindert wird, wird der Konzentrationsunterschied von Wasserstoff in den beiden Phasen geringer als bei Reintitan. Durch Spannungen kann sich möglicherweise die Aktivität des Wasserstoffs in α zusätzlich so ändern, daß es zu einer Wasserstoffanreicherung oder Hydridbildung

im α kommen kann⁵⁷⁾. Außerdem werden durch Spannungen das Gitter und damit die Gitterlücken, die mit Wasserstoff besetzt werden können, aufgeweitet, so daß Wasserstoff leichter diffundieren kann und Titanhydrid mit einer größeren Gitterkonstante leichter entstehen kann. Die in diesem Fall maximalen Schubspannungen parallel zur Basis-ebene könnten dann die Hydridbildung verstärkt haben. Dies könnte das geradlinige Durchlaufen einer Plattenkolonie erklären. Bei globularem, grobkörnigem Gefüge könnte der Wasserstoff nicht so weit wie bei den dünnen α -Platten in das α -Korn eindringen, so daß Hydridbildung und Rißausbreitung hauptsächlich entlang der Korngrenzen erfolgen würde. Die andere bei diesem plattenförmigen Gefügezustand mögliche Ausbreitungsart ist der Rißverlauf an den mit α -Platten belegten Korngrenzen. Da die Körner ca. 0,5 mm groß sind muß der Riß große Laufwege zurücklegen bis wieder eine günstig orientierte Plattenkolonie getroffen wird, die geradlinig geschnitten wird. Dadurch ergibt sich, zusammen mit der Möglichkeit der Rißverzweigung, eine hohe Rißzähigkeit. Auch die hohe Rißzähigkeit des globalen, grobkörnigen Gefüges läßt sich durch den vom Gefüge erzwungenen verwinkelten Rißverlauf erklären.

Die Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO},75\text{AgO},25$, deren Gefüge im Gußzustand aus etwa 1 mm großen, in 1 μm feine α -Platten umgewandelten β -Körnern besteht, zeigt wie die bei 1025 °C im Ofen abgekühlte Probe einen starken Einfluß der Plattenorientierung zum Rißverlauf. Werden die Platten unter einem günstigen Winkel, der bei dieser Legierung nicht 90° betragen muß, geschnitten, verläuft der Riß geradlinig. Bei einem ungünstigen Schnittwinkel zwischen Platten und Riß treten neben dem Riß starke plastische Verformungen, erkenntlich an den gebogenen Platten und den Verformungszwillingen, auf. Dieses Verbiegen der α -Platten ist vermutlich im Vergleich mit der Legierung TiAl_6V_4 auf den geringeren festigkeitssteigernden Gehalt an Al und die geringe Plattendicke zurückzuführen. Eine überschlägige Be-

rechnung der Größe der plastischen Zone bei diesem Gefügestand ergab Übereinstimmung mit dem experimentell gemessenen Wert von etwa 100 μm . Ein Einfluß der 0,9%-igen NaCl-Lösung, der die Reißzähigkeit vermindern könnte, war bei diesem Versuch nicht zu erkennen. Nebenrisse, die etwa in der Mitte des Risses entstehen können, orientieren sich bei ihrer Ausbreitung wieder an den α -Platten. Korngrenzen, an denen verschieden orientierte Bereiche von α -Platten zusammenstoßen, können den Riß veranlassen, seine Ausbreitungsrichtung rechtwinklig zu ändern. Dabei ist vor allem die andere Orientierung der α -Platten ausschlaggebend, auf die die Gleitung und Zwillingsbildung nicht übertragen wird. Auch bei globularem Gefüge wurde gefunden, daß an der gemeinsamen Korngrenze zweier α -Körner die plastische Verformung beendet wird und nicht auf das benachbarte Korn übergreift. Daraus und aus der ungleichmäßigen Zwillingsbildung neben und vor dem Riß ergibt sich, daß die plastische Zone unregelmäßiger und viel stärker in ihrer Form und Abmessung an das Gefüge angepaßt ist als Untersuchungen an homogenen und isotropen Werkstoffen ergeben haben.

7. Zusammenfassung

Sowohl bei den Titanlegierungen als auch bei den Stählen wird der Rißbeginn durch die Bearbeitung der Probenoberfläche entscheidend beeinflusst. Selbst an Bearbeitungsriefen in der Größenordnung von $1\text{ }\mu\text{m}$ beginnen Anrisse. Für die Untersuchung des Einflusses des Gefüges auf den Rißbeginn wurden deshalb die Proben thermisch oder chemisch geätzt. Um die Vorgänge bei Rißbildung und Rißausbreitung im Gefüge mikroskopisch beobachten zu können, wurden bei den Titanlegierungen Korngrößen von über $40\text{ }\mu\text{m}$ und bei den Stählen von $10\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt. Durch mikroskopische Beobachtung des durch Zugschwellbeanspruchung erzeugten Risses an der Probenoberfläche wurde bei TiAl6V4 mit globularen, $40 - 50\text{ }\mu\text{m}$ großen α -Körnern gefunden, daß der Riß an einer Stelle, an der mehrere Korngrenzen zusammenstoßen, entstehen kann. Durch die unterschiedlich orientierten Körner können an solchen Stellen wegen der Anisotropie des E-Moduls örtliche Spannungen bis etwa 200 N/mm^2 entstehen, die zu einem Anriß führen. Die Trennung des Werkstoffs in diesen etwa $20\text{ }\mu\text{m}$ großen Bereichen erfolgt an Gleitbändern, deren Ausdehnung nur etwa $5\text{ }\mu\text{m}$ beträgt. Die Bildung eines kleinen Risses in einem α -Korn wurde im Probeninnern gefunden. Anrisse im Probeninnern, die zum Bruch der Probe führen, werden jedoch nicht beobachtet.

Bei dem Stahl 100Cr6, der nach dem Walzen bei $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ oder $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ in der Verformungsrichtung dichter angeordnete Reihen von kugeligem Zementit aufweist, bildet sich neben der Rißbildung an der Probenoberfläche der Riß häufig im Probeninnern. Durch die Schwingbeanspruchung lösen sich im Probeninnern die Karbide aus der Matrix und führen zu röhrenförmigen Hohlräumen, die wachstumsfähige Anrisse darstellen. Das Gefüge an der Probenoberfläche übt keinen erkennbaren Einfluß auf die Rißbildung aus.

Der Riß breitet sich bei der grobkörnigen Legierung TiAl6V4 überwiegend an der Phasengrenze $\alpha/\alpha+\beta$ im $\alpha+\beta$ -Be-

reich aus. Nur in einigen Fällen verläuft der Riß entlang der Korngrenze im α -Korn. Werden α -Körner transkristallin geschnitten, wie dies bei Prüfung nicht nur in 3,5%-iger sondern auch in 0,9%-iger NaCl-Lösung in erhöhtem Maß der Fall ist, erfolgt die Rißausbreitung geradlinig auf Gitterebenen. Bei wahrscheinlich gleicher Rißausbreitungsgeschwindigkeit im Mikrobereich führt der gewundene und verwinkelte Rißverlauf bei grobem Korn makroskopisch zu einer niedrigeren Rißausbreitungsgeschwindigkeit als bei feinkörnigem Gefüge, dessen Rißweglängen kürzer sind. Außerdem ist bei feinkörnigem Gefüge der Anteil an Korngrenzen, die eine geringere Rißzähigkeit als die α - und β -Bereiche haben, höher als bei grobkörnigem Gefüge. Mittels Dehnungsmessungen zugschwellbeanspruchter Proben wurde gezeigt, daß das globulare, grobkörnige Gefüge eine ebenso hohe Rißzähigkeit besitzt wie das bereits untersuchte Gefüge mit Bereichen von gleichorientierten, etwa 10 μm breiten α -Platten und mit α -Platten belegten β -Korngrenzen. Es wurde bestätigt, daß bei rechtwinkliger Orientierung der α -Platten zum Riß ganze Plattenkolonien geradlinig getrennt werden. Diese Art der Rißausbreitung wird möglicherweise durch Hydridbildung auf $\{0001\}$ -Ebenen verursacht, die in diesem Fall parallel zu den höchsten Schubspannungen liegen. Diese hohen Schubspannungen können zu verstärkter Hydridbildung auf den Basisebenen geführt haben, an denen die Rißausbreitung erfolgt. Bei grobkörnigem, globularem Gefüge würde durch die größeren Diffusionswege im α -Korn Hydridbildung hauptsächlich an den Korngrenzen erfolgen und das Rißwachstum an den Korngrenzen erklären. Ferner wurde gefunden, daß bei diesem Gefügezustand der Riß häufig entlang der mit α belegten ehemaligen β -Korngrenze fortschreiten kann. Bei ca. 1 - 2 μm dicken α -Platten mit geringerer Härte, wie sie bei der Legierung $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$ im Gußzustand vorliegen, werden die Platten insbesondere bei ungünstiger Orientierung sehr stark plastisch verformt. Bei diesem Gefüge verläuft der Riß selten an den Korngrenzen. Der Riß kann jedoch an den

Korngrenzen wegen der anderen Orientierung der Gleitebenen zum Beispiel rechtwinklig in eine andere Richtung umgelenkt werden. Wie durch die plastische Verformung und Zwillingsbildung vor der Rißspitze gezeigt wurde, ist bei grobkörnigen Titanlegierungen die plastische Zone in ihrer Form und Abmessung stärker dem Gefüge angepaßt als dies früher an feinkörnigen oder homogenen Werkstoffen gefunden wurde.

Proben mit feinkörnigem, globularem Gefüge weisen wegen der erschwerten Bildung von wachstumsfähigen Anrissen eine höhere Dauerfestigkeit auf. Die Anzahl der Lastwechsel zwischen Anriß und Bruch der Probe ist jedoch geringer als bei grobkörnigem Gefüge, da der Riß fast geradlinig auf dem kürzesten Weg die Probe durchläuft. Mit zunehmender Rißgeschwindigkeit wird die Grübchenbildung immer stärker und es erfolgt ein kontinuierlicher Übergang mit zunehmender plastischer Verformung zur Restbruchfläche.

Bei den untersuchten Stählen ist die Wachstumsgeschwindigkeit kleiner Anrisse gering, da, wie Kerbzugversuche gezeigt haben, bei 100Cr6 erst Kerben mit einer Formzahl über 3 zu einer niedrigeren Zugfestigkeit als der des ungekerbten Werkstoffes führen. Da bei C105 die Zugfestigkeit bereits bei einer Formzahl über 2 unter den Wert des ungekerbten Werkstoffs sinkt, wird eine entsprechend niedrigere Dauerfestigkeit gefunden.

8. Literatur

- 1) Sherman, R.G., Kessler, H.D.; Investigation of the heat treatability of the 6% aluminum - 4% vanadium titanium-base alloy, Trans. ASM 48 (1956), 657-671
- 2) Coyne, J.E.; Microstructural control in Ti- and Ni-base forgings, Metals Technology (1977) 341-345
- 3) Schrader, A., Rose, A.; De Ferri Metallographia II, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf (1966) 106-110
- 4) Wever, F., Rose, A.; Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1961
- 5) Zwicker, U., Schaller, G., Hofmann, U.; Einfluß des Gefügezustandes auf Dauerfestigkeit und Eigenerwärmung von TiAl6V4, Metall 31 (1977) 620-627
- 6) Rüdinger, K., Ismer, A.; Einfluß von Mikro- und Makrogefügeausbildung auf das Schwingfestigkeitsverhalten von TiAl6V4 und TiAl6V6Sn2, Vortrag auf dem III. Hauskolloquium des Lehrstuhls Werkstoffwissenschaft (Metalle), Universität Erlangen-Nürnberg, 11./12. Okt. 1972
- 7) McEvily, A.J.; Current aspects of fatigue, Metal Science 11 (1977) 274-284
- 8) Macherauch, E., Mayr, P.; Strukturmechanische Grundlagen der Werkstoffermüdung, Z. Werkstofftechnik 8 (1977) 213-224
- 9) Schmitt-Thomas, Kh.G.; Erfassung von Eigenspannungen und Rißbildungsmechanismen bei Ermüdungsbeanspruchung, Z. Werkstofftechnik 8 (1977) 250-258
- 10) Bergmann, J., Seeger, T.; Über neuere Verfahren der Anrißlebensdauervorhersage für schwingbelastete Bauteile auf der Grundlage örtlicher Beanspruchungen, Z. Werkstofftechnik 8 (1977) 89-100
- 11) Zenner, H.; Niedrig-Lastwechsel-Ermüdung - Ein kritischer Überblick, Z. Werkstofftechnik 8 (1977) 271-279
- 12) Coffin, L.F.; The multi-stage nature of fatigue: a review, Metal Science 11 (1977) 68-72
- 13) Irving, P.E., McCartney, L.N.; Prediction of fatigue crack growth rates: theory, mechanisms, and experimental results, Metal Science 11 (1977) 351-361
- 14) Neumann, P.; Bildung und Ausbreitung von Rissen bei Wechselverformung, Z. Metallkunde 58 (1967) 780-789
- 15) Brown, L.M.; Dislocation substructures and the initiation of cracks by fatigue, Metal Science (1977) 315-320
- 16) Dickson, J.J., Ducher, J., Plumtree, A.; Cyclic behavior and delayed softening of commercial purity titanium, Met. Trans. 7A (1976) 1559-1565

- 17) Boyd, J.D., Hoagland, R.G.; Slip in titanium-aluminum alloys containing small Ti_3Al precipitates in Jaffee, R.I., Burte, H.M.; Titanium Science and Technology 2, Plenum Press, New York (1973) 1071-1083
- 18) Wilson, D.V.; Effects of microstructure and strain ageing on fatigue-crack initiation in steel, Metal Science 11 (1977) 321-331
- 19) Benson, D.K., Grosskreutz, J.C., Shaw, G.G.; Mechanisms of fatigue in mill-annealed Ti-6Al-4V at room temperature and 600 °F, Met. Trans. 3 (1972) 1239-1248
- 20) Lynch, S.P.; A new model for initiation and growth of fatigue cracks, Metal science 9 (1975) 401-410
- 21) Schreiber, E.; Die Werkstoffbeeinflussung weicher und gehärteter Oberflächenschichten durch spanende Bearbeitung, VDI-Berichte 256 (1976) 67-79
- 22) Schreiber, E.; Härterisse und Schleifrisse - Ursachen und Auswirkungen von Eigenspannungen (2.Teil), Z. f. wirtschaftl. Fertigung, Heft 12 (1976), 565-570
- 23) Neal, D.F., Blenkinsop, P.A.; Internal fatigue origins in α - β titanium alloys, Acta Met. 24 (1976) 59-63
- 24) Schwalbe, K.-H.; Einfluß der Gefügestruktur auf das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe aus der Sicht der Bruchmechanik, in: Maurer, K.L., Fischmeister, H.; Gefüge und Bruch, Berichte über Fortschritte in der Werkstoffermüdung, Materialkundl. Techn. Reihe 3, Gebr. Borntraeger Berlin-Stuttgart (1977) 38-43
- 25) Beevers, G.J.; Fatigue crack growth characteristics at low stress intensities of metals and alloys, Metal Science 11 (1977) 362-367
- 26) Aldinger, F., Petzow, G.; Zum Bruchverhalten hexagonaler Metalle, in: Maurer, K.L., Fischmeister, H.; Materialkundl. Techn. Reihe 3 (1977) Gebr. Borntraeger Berlin-Stuttgart 107-115
- 27) Zwicker, U.; Titan und Titanlegierungen, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York (1974) 118
- 28) Speidel, M.O., Scarlin, R.B.; Auswirkungen des Gefüges auf das Wachstum von Ermüdungsrissen, in Maurer, K.L., Fischmeister, H.; Gefüge und Bruch, Materialkundl. Techn. Reihe 3 (1977) Gebr. Borntraeger Berlin-Stuttgart 163-189
- 29) Lucas, J.J., Konieczny, P.P.; Relationship between alpha grain size and crack initiation fatigue strength in Ti-6Al-4V, Met. Trans. 2 (1971) 911-912
- 30) Kennedy, J.; Effects of microstructural modifications on titanium toughness and fatigue, Grumman Research Department Memorandum RM-590 (1974) Grumman Aerospace Corp., Bethpage, N.Y., Research Dept.

- 31) Hadj Sassi, B., Lehr, P.; Ténacité et résistance à la propagation des fissures de fatigue de l'alliage de titane TA6V, Propriétés mécaniques du titane et de ses alliages, Réunion des 16 et 17 Nov. 1976 I.N.S.A. Rennes, Centre National de la recherche scientifique R.C.P.Nr. 244
- 32) Tobin, A.; The role of microstructure in determining fracture toughness and fatigue properties of high strength titanium alloys, Grumman Aerospace Corp., Bethpage, N.Y., Research Dept. (1974)
- 33) Yoder, G.R., Cooley, L.A., Crooker, T.W.; Observations on microstructurally sensitive fatigue crack growth in a Widmanstätten Ti-6Al-4V alloy, Met. Trans. 8A (1977) 1737-1743
- 34) Eylon, D., Pierce, C.M.; Effect of microstructure on notch fatigue properties of Ti-6Al-4V, Met. Trans. 7A (1976) 111-121
- 35) Gazioglu, K., Grundhoff, K.-J., Funke, P., Bunk, W.; Umformung, Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften der Titanlegierung TiAl6V4, Z.f.Metallkde. 67 (1976) 209-218
- 36) Munz, D.; Workhardening, slip band formation and crack initiation during fatigue of Titanium, Engineering Fracture Mechanics 5 (1973) 353-364
- 37) Tomberger, G., Maier, K., Maurer, K.L.; Erfassung des Rißbeginns und Verfolgung des Rißfortschritts an unlegierten Kohlenstoffstählen unter Berücksichtigung der Gefügestruktur, in Maurer, K.L., Fischmeister, H.; Gefüge und Bruch, Berichte über Fortschritte in der Werkstoffermüdung, Materialkndl. Techn. Reihe 3, Gebr. Borntraeger Berlin-Stuttgart (1977) 241-255
- 38) Ekelund, S., Johansson, H., Lagneborg, R., Nordberg, H.; On the relation between microstructure and fracture toughness in steels, a.a.O., 49-60
- 39) Hyzak, J.M., Bernstein, I.M.; The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels, Met. Trans. 7A (1976) 1217-1224
- 40) Scheidl, H., Hofstätter, J.; Einfluß von nichtmetallischen Einschlüssen auf Rißwachstum, Rißfortschritt und Bruchgefüge in Stählen bei wechselnder Beanspruchung, in Maurer, K.L., Fischmeister, H.; Gefüge und Bruch, Berichte über Fortschritte in der Werkstoffermüdung, Materialkndl. Techn. Reihe 3, Gebr. Borntraeger, Berlin-Stuttgart (1977), 265-281
- 41) Wanhill, R.J.H.; Environmental fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V sheet, Met. Trans. 7A (1976) 1365-1373
- 42) Wanhill, R.J.H.; Fractography of stress corrosion in Ti-8Al tested in fatigue, Corrosion 29 (1973) 261-267

- 43) Engel, L., Klingele, H.; Beitrag des Rasterelektronenmikroskops zur Beurteilung wasserstoffinduzierter Brüche, Arch. Eisenhüttenwesen 48 (1977) 555-560
- 44) Saxton, H.J., West, A.J.; New method for long-term slow crack growth testing in hydrogen, in: Thompson, A.W., Bernstein, I.M.; Effect of hydrogen on behavior of materials, Proc. of an Int. Conf., Jackson Lake Lodge, Mohan, Wyoming (1975) 631-675
- 45) Romaniv, A.N., Tkachev, V.I., Karpenko, G.V.; (Low-cycle fatigue of iron and steel in gaseous hydrogen), Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov 11, No. 6 (1975) 15-21
- 46) Gerberich, W.W., Chen, Y.T., John, C.ST.; A short-time diffusion correlation for hydrogen-induced crack growth kinetics, Met. Trans. 6A (1975) 1485-1498
- 47) Wehr, P., Ruge, J.; Der Einfluß des Wasserstoffgehaltes auf die mechanischen und korrosionschemischen Eigenschaften von TiAl6V4-Schweißverbindungen, Schweißen und Schneiden 28 (1976) 11
- 48) Waisman, J.L., Toosky, R., Sines, G.; Uphill diffusion and progressive embrittlement: hydrogen in titanium, Met. Trans. 8A (1977) 1249-1256
- 49) Kolachev, B.A., Mal'kov, A.V., Sedov, V.I.; (Use of linear mechanics of fracture in studying hydrogen embrittlement of titanium alloys) Mekhanika Materialov 11 No. 6 (1975) 7-12
- 50) Nelson, H.G.; A film-rupture model of hydrogen-induced slow crack growth in acicular alpha-beta titanium, Met. Trans. 7A (1976) 621-627
- 51) Paton, N.E., Spurling, R.A.; Hydride habit planes in titanium-aluminum alloys, Met. Trans. 7A (1976) 1769-1774
- 52) Zwicker, U., Rollog, H., Grembler, E.; Untersuchung des Mikrogefüges und der Zusammensetzung von Einschlüssen des Schnellarbeitsstahles 80MoCrV42 16 und des Werkzeugstahles 100Cr6 und Prüfung der Bruchoberflächen des Stahles 100Cr6 nach verschiedener Wärmebehandlung, UB 171/76, Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft (Metalle), Universität Erlangen-Nürnberg
- 53) Rydell, N.; Intravital measurements of forces acting on the hip joint, Studies on the anatomy and function of bone and joints, F.G. Evans, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, N.Y. 1966
- 54) Zum Gahr, K.-H., Hornbogen, E.; Mikroskopische Untersuchungen zur Rißausbreitung unter Zugschwellbeanspruchung an einem aushärtbaren austenitischen Stahl mit rd. 6 % Al und 40 % Ni, Arch. Eisenhüttenwesen 47 (1976) 559-564

- 55) Rosi, F.D., Dube, C.A., Alexander, B.H.; Mechanism of plastic flow in Ti, deformation of slip and twinning elements, Trans. AIME 197 (1953) 257-265
- 56) Blaß, M.; Prüfung der Verformungsvorgänge von Titanlegierungen bei Schwingbeanspruchung im Vergleich mit reiner Zugbeanspruchung, Diplomarbeit, Erlangen (1974)
- 57) Margolin, H.; Stress, hydrogen segregation and fracture in $\alpha + \beta$ titanium alloys, Met. Trans. 7A (1976) 1233-1235
- 58) Churchman, A.T.; The slip modes of Ti and the effect of purity on their occurrence during tensile deformation of single crystals, Proc. Roy. Soc., A (London) 226 (1954) 216-226

9. Tabellen und Abbildungen

Tabelle 1: Härtewerte der Legierung TiAl6V4 nach Schmieden, Kaliber- und Flachwalzen bei verschiedenen Temperaturen (HV 30)

Walztemperatur	geschmiedet quer	kalibergewalzt quer	flachgewalzt, Schliffvl.		
			längs	quer	45°
800 °C	-	335 ⁺⁴ ₋₄	362 ⁺¹³ ₋₁₄	348 ^{±0}	356 ⁺³ ₋₄
850 °C	-	360 ⁺²⁵ ₋₂₉	361 ⁺⁵ ₋₆	341 ⁺³ ₋₂	351 ⁺⁴ ₋₃
880 °C	-	348 ^{±0}	381 ⁺⁴ ₋₆	345 ⁺¹² ₋₁₄	348 ⁺⁷ ₋₄
900 °C	-	312 ⁺³ ₋₄	391 ⁺² ₋₆	346 ⁺² ₋₇	359 ⁺³ ₋₂
950 °C	322 ⁺⁶ ₋₁₄	313 ⁺¹⁰ ₋₅	370 ⁺¹¹ ₋₁₃	347 ⁺¹⁰ ₋₈	353 ⁺⁴ ₋₅
1025 °C	-	326 ⁺¹³ ₋₆	385 ^{±0}	391 ⁺⁵ ₋₆	-

Tabelle 2: Härtewerte von bei verschiedenen Temperaturen kalibergewalzten Proben und 20mal pendelgeglühten Proben der Legierung TiAl6V4 (HV30) Schliffvläche quer

Walztemperatur	kalibergewalzt	20mal pendelgeglüht
800 °C	335 ⁺⁴ ₋₄	314 ⁺¹ ₋₂
850 °C	360 ⁺²⁵ ₋₂₉	351 ⁺⁶ ₋₃
880 °C	348 ^{±0}	352 ⁺⁵ ₋₃
900 °C	312 ⁺³ ₋₄	339 ^{±0}
950 °C	313 ⁺¹⁰ ₋₅	345 ⁺⁴ ₋₆
1025 °C	326 ⁺¹³ ₋₆	342 ⁺² ₋₃

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften der Legierung TiAl6V4 im Ausgangszustand und 40mal-pendelgeglühten Zustand

Werkstoffzustand	R_m N/mm ²	$R_{p0,2}$ N/mm ²	A %	Z %	E-Modul N/mm ²
Ausgangszustand, längs	1023	938	9,0	38	113800
Ausgangszustand, quer	1043	1021	6,2	27	128900
800 °C gewalzt + 40mal pendelgeglüht	1068	908	13,6	26	115700
1025 °C gewalzt + 40mal pendelgeglüht	1034	898	10,9	27	114200

Tabelle 4: Konzentrationsverteilung von Aluminium und Vanadium bei einer bei 800 °C gewalzten und 100mal pendelgeglühten Probe aus TiAl6V4 nach Glühung bei 980 °C in Abhängigkeit von der Glühzeit

Korn	pendel- geglüht		4 min		8 min		18 min		38 min		58 min	
	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V
β	4,8	8,4	5,8	7,1	5,9	6,7	5,6	6,0	6,8	5,0	9,8	5,0
α	7,5	2,0	7,4	2,2	6,7	2,2	7,6	2,1	7,1	2,7	9,0	3,2
β	4,9	8,9	5,5	6,4	5,2	6,7	5,9	6,0	5,2	4,6	5,0	5,1
α	6,6	1,9	7,6	2,0	7,0	2,1	7,1	2,1	5,4	2,5	8,1	2,5
α	6,6	1,9	7,7	2,2	6,8	2,1	7,4	2,0	7,5	2,9	8,6	2,8
β	7,4	2,0	6,0	2,0	7,6	2,1	7,6	2,0	5,0	2,8	7,4	2,6
β	4,6	8,4	6,0	7,1	5,7	6,7	6,1	6,0	6,1	5,1	4,9	5,0
α	7,5	2,0	6,2	1,9	6,5	2,2	5,9	2,0	9,3	2,7	8,9	2,6

Tabelle 5: Konzentrationsverteilung von Aluminium und Vanadium bei einer bei 1025 °C gewalzten und 100mal pendelgeglühten Probe aus TiAl6V4 nach Glühung bei 980 °C in Abhängigkeit von der Glühzeit

Korn	pendel- geglüht		4 min		8 min		18 min		38 min		58 min	
	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V	Al	V
α	8,2	2,1	7,8	2,0	8,2	1,8	7,6	2,1	6,2	3,2	+) 4,1	
β	4,7	7,3	6,7	6,4	5,3	6,3	5,9	6,6	7,4	4,5	+) 4,3	
α	8,0	2,1	7,0	1,9	7,4	1,8	6,9	2,2	6,2	4,4	+) 3,0	
β	5,8	7,5	6,6	6,3	6,2	6,1	6,9	6,1	+) 5,0	+) 5,4		
α	8,4	1,9	7,0	1,9	8,0	1,9	6,9	2,2	6,6	3,9	+) 2,8	

+) Werte waren wegen starker Intensitätsschwankungen nicht zu ermitteln

Tabelle 6: Dehnungsmessungen während Zugschwellbeanspruchung an grobkörnigen Proben der Legierung TiAl6V4

Werkstoff- zustand	Ober- spannung N/mm ²	Steige- rung bei Lastsp. x10 ³	Bruch- last- spielzahl x10 ³	Lastsp. zw. An- riß und Bruch	Dehnge- schwindig- keit mm/LW
880°C fl.gew. + pendelgegl. nach Bear- beitung	631		25,2	7000	1,4·10 ⁻⁷
	605				
	579	20,0	26,1	7000	2,4·10 ⁻⁷
	526		45,7	10500	4,3·10 ⁻⁸
	474		94,9	16500	3,5·10 ⁻⁸
900°C fl.gew. + pendelgegl. vor Bearbei- tung	605				
	631	3825,4			
	658	3842,0			
	684	3854,2			
	710	3874,0	3926,2	4000	1,7·10 ⁻⁸
900°C fl.gew. + pendelgegl. vor Bearb.	631		44,7	3750	6,7·10 ⁻⁸
geprüft in 0,9%-NaCl	526				
	618	3411,3	3639,3	4000	<10 ⁻⁹
1025°C fl.gew. /H ₂ O vor Bearb.	684		62,5	4000	3,7·10 ⁻⁸
880 °C fl.gew. 5 min 1025°C/ Ofenabk.n.Z.	690		31,2	5300	3,4·10 ⁻⁸

Tabelle 7: Dehnungsmessungen während Zugschwellbeanspruchung an feinkörnigen Proben der Legierung TiAl6V4

Werkstoff- zustand	Ober- span- nung N/mm ²	Steige- rung bei Lastsp. x10 ³	Bruch- lastsp. zahl x10 ³	Lastsp. zw. An- riß und Bruch	Dehnge- schwin- digkeit mm/LW
880 °C fl.gew. längs, poliert	684 737 789 842 894 921	215 336 433 500 540	597,5	1750	4·10 ⁻⁸
880°C fl.gew. längs, schwach geätzt	894		55,8	1750	4·10 ⁻⁹
880°C fl.gew. quer, schwach geätzt	855 880 905 956 1006	99 110 161 210	243,8	1750	1,2·10 ⁻⁷
880°C fl.gew. längs, stark geätzt	846 913 947	296 304	321,4	1750	2,2·10 ⁻⁷
880°C fl.gew. quer, stark geätzt	653 707 761 870 925 979	127 177 200 461 520	535,8	1500	1,4·10 ⁻⁷
1025°C fl.gew./ H ₂ O	663 689 715 806 844 877 909 994	8012,3 9016,9 9023,3 11268,8 11277,7 11457,6 11466,0	11816,4	4500	8,7·10 ⁻⁹

Tabelle 8: Dehnungsmessungen während Zugschwellbeanspruchung an Proben der Stähle 100Cr6 und C105

Werkstoff- zustand	Oberspg. N/mm ²	Steige- rung b. Lastsp. zahl x10 ³	Bruchlast- spielzahl x10 ³	Lastsp. zw. Anriß und Bruch
100Cr6	605		414	14200
750°C fl.gew.	631		237	15000
quer	645		68	16000
geschliffen	658		41	10000
geätzt	605		107,4	11500
100Cr6, 750°C fl.gew., längs geschliffen	611		126,4	12900
100Cr6, 750°C fl.gew., 45°, geschliffen	658		101,0	10100
geätzt	605 631	2965,0	3150,5	9600
C105, Ausgangszustand quer	316 368 421	457,0 462,3	567,9	17500
	421		121,8	>30000
geätzt	421 395	13,4	241,0	25000

Tabelle 9: Dauerfestigkeit von TiAl6V4 in Abhängigkeit von der Walztemperatur, der Probenlage und einer 50-fachen Pendelglühung (in N/mm²)

Walztemp. 800°C				Walztemp. 850°C			
längs		quer		längs		quer	
±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³
500	>13111,5	400	>13239,9	575	>23897,0	500	>24064,5
550	22359,1	500	>23764,0	575	>23788,4	525	>26976,0
557	13164,5	525	3125,8	550	>23000,0	550	>22519,6
600	>27174,2	575	72,5	550	>23302,4	550	3947,7
625	147,3	600	17863,0	600	219,7	575	3393,2
650	57,0			600	54,3		

Walztemp. 880°C				Walztemp. 900°C			
längs		quer		längs		quer	
±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³
550	7012,6	464	>10765,5	675	>27538,0	625	>23515,8
550	13653,0	475	>23859,0	650	>20560,0	650	>26206,9
550	14328,5	503	>16357,6	600	>23957,8	650	>23877,3
555	>20544,9	525	18259,0	675	27,0	650	2310,0
565	618,9	550	5428,4	700	61,3	675	1517,6
575	14,5	575	3273,3	700	55,7	700	1578,9
575	47,6	598	>16689,3				
600	29,1	600	2688,1				
600	88,1	727	231,5				
650	126,0						

Walztemp. 950°C				Walztemp. 1025°C			
längs		quer		längs		quer	
±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³	±6	N·10 ³
675	>23565,0	625	>22717,2	400	>12829,0	500	19488,2
675	>19998,4	625	>10044,5	550	>27016,6	525	10359,8
700	219,2	650	8533,5	575	5140,8	550	27690,2
700	63,5	650	6630,0	600	6768,0	600	2391,0
725	6,0	675	811,1	600	728,2	600	1639,7
750	39,3	700	663,9				

Walztemp. 900°C und 50 mal pendelgegl., Pr. aus Längsr.	
±6	N·10 ³
250	>23052,1
275	>13630,1
325	>20340,0
400	>20000,0
425	14560,0
450	462,5
575	9,5

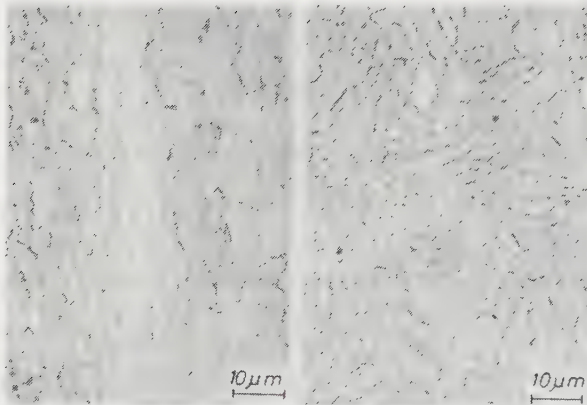


Abb. 1: TiAl6V4, Anlieferungszustand
links: Längsschliff
rechts: Querschliff

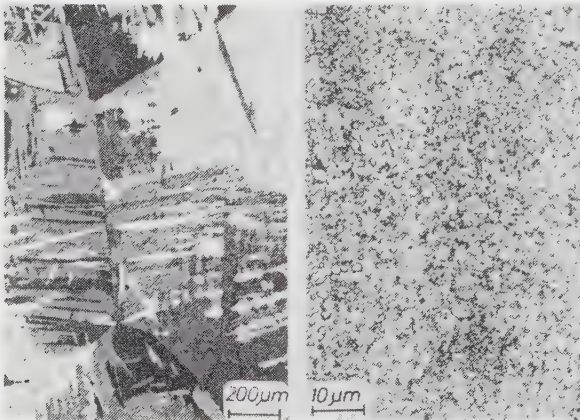


Abb. 2:
TiAl4Fe0,75Ag0,25
Gußzustand, Pol.Licht

Abb. 3:
100Cr6
Anlieferungszustand
Längsschliff

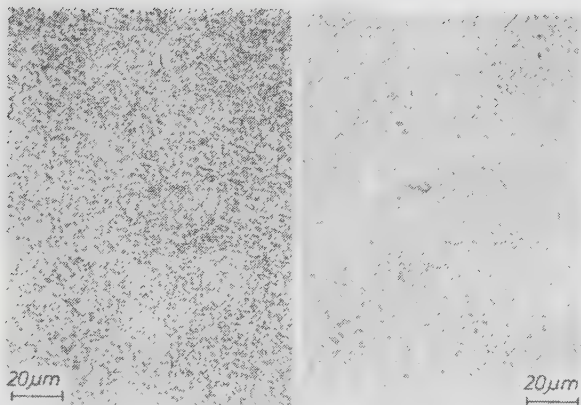


Abb. 4: C 105, Anlieferungszustand
links: Längsschliff rechts: Querschliff

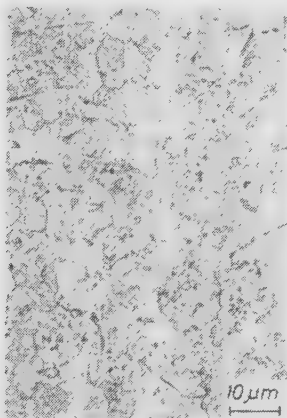


Abb. 5: TiAl6V4
Gefügezustand nach
Schmieden bei 950°C
Längsschliff

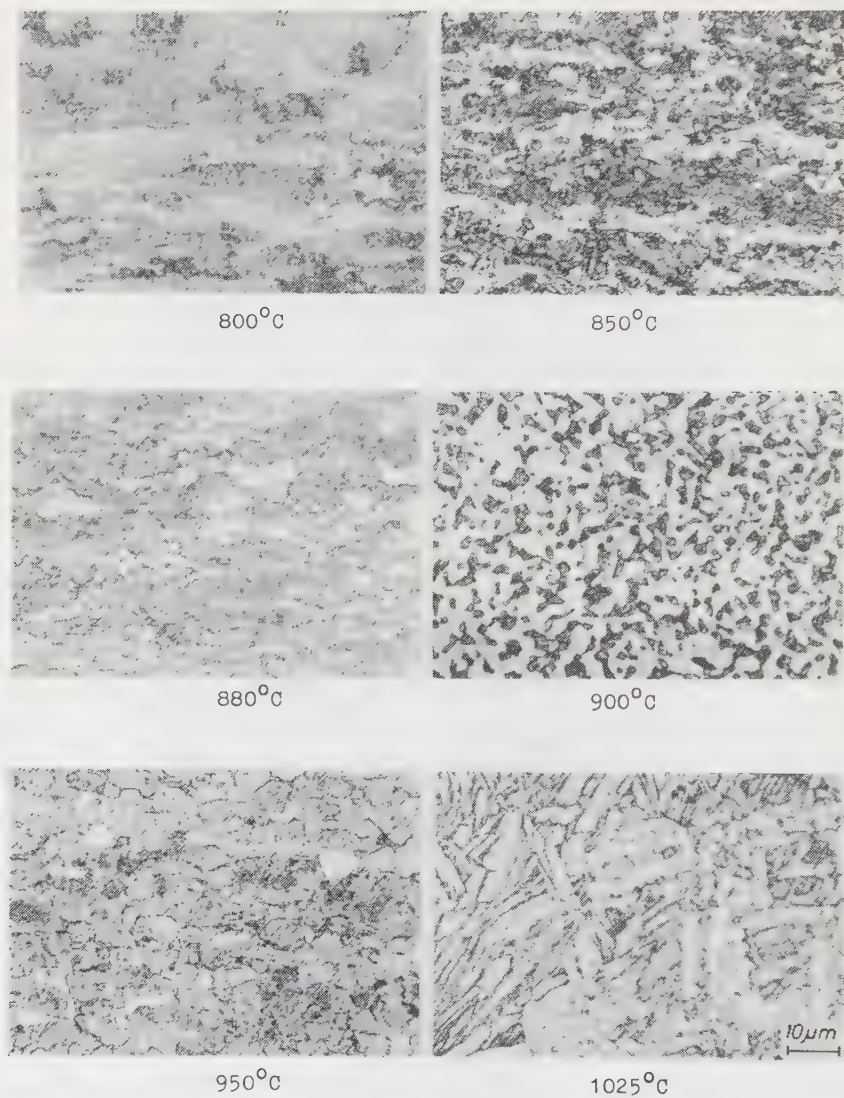


Abb. 6: TiAl6V4, Gefügestände nach dem Kaliberwalzen bei verschiedenen Temperaturen, Längsschliffe

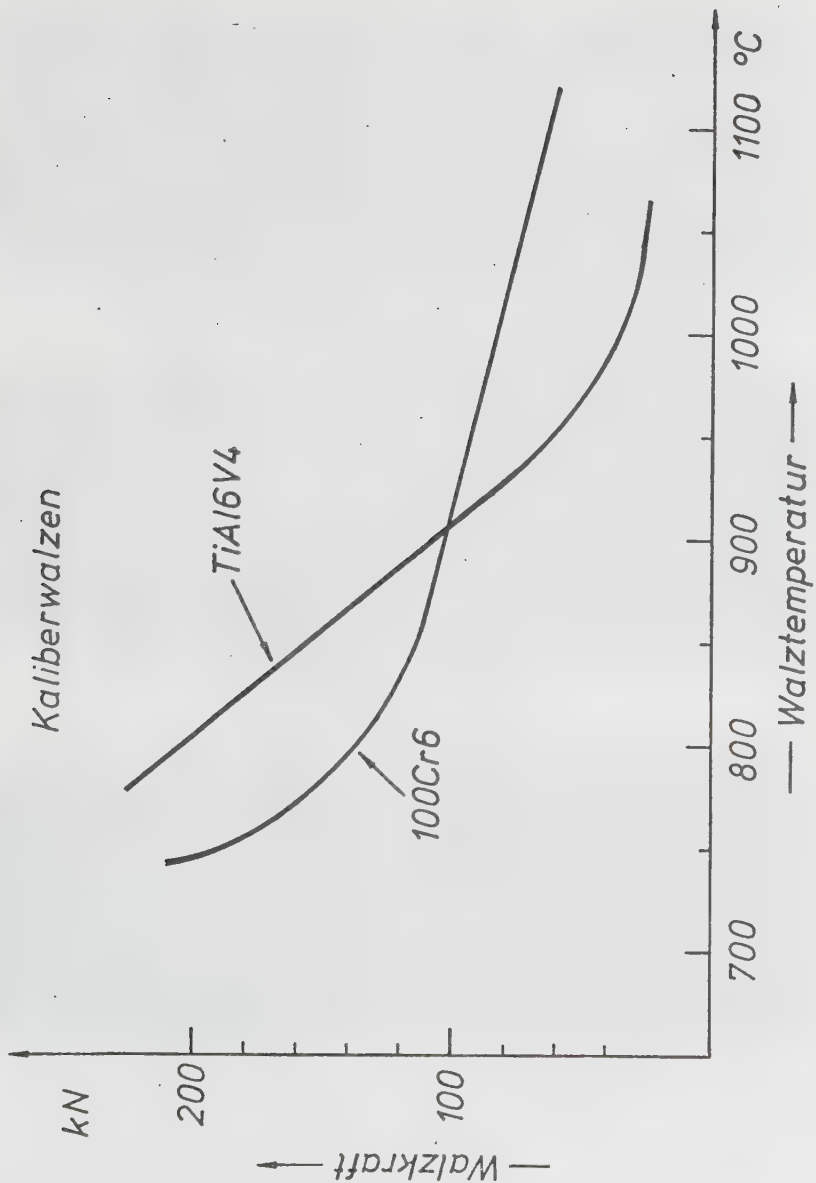


Abb. 7: Einfluß der Walztemperatur auf die beim Kaliberwalzen von TiAl6V4 und 100Cr6 auftretenden Walzkräfte

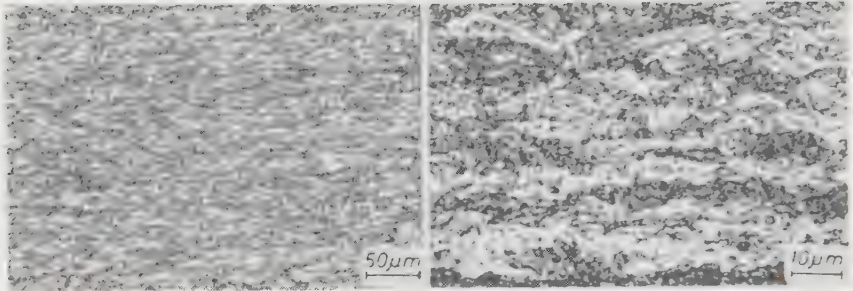


Abb. 8: TiAl6V4, bei 800 °C flachgewalzt, Längsschliff

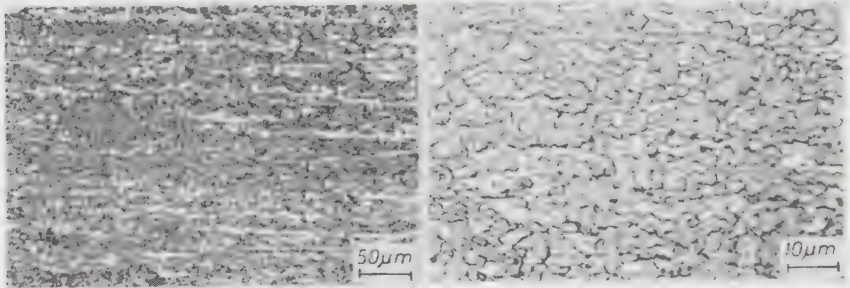


Abb. 9: TiAl6V4, bei 850 °C flachgewalzt, Längsschliff

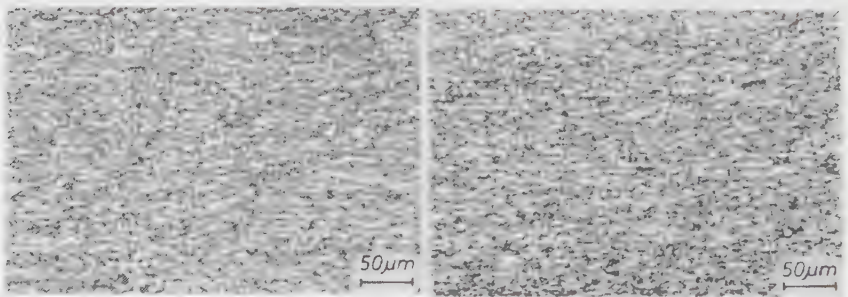


Abb. 10: TiAl6V4, Längsschliffe
links: bei 880 °C flachgewalzt rechts: bei 900 °C flachgew.

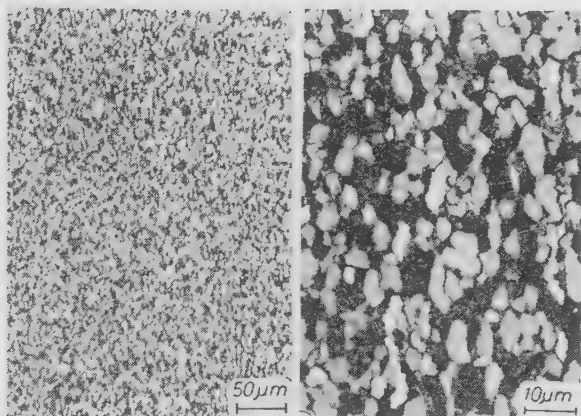


Abb. 11: TiAl6V4, bei 950 °C flachgewalzt,
Längsschliff



Abb. 12: TiAl6V4, bei 1025 °C
flachgewalzt, im Wasser ab-
geschreckt

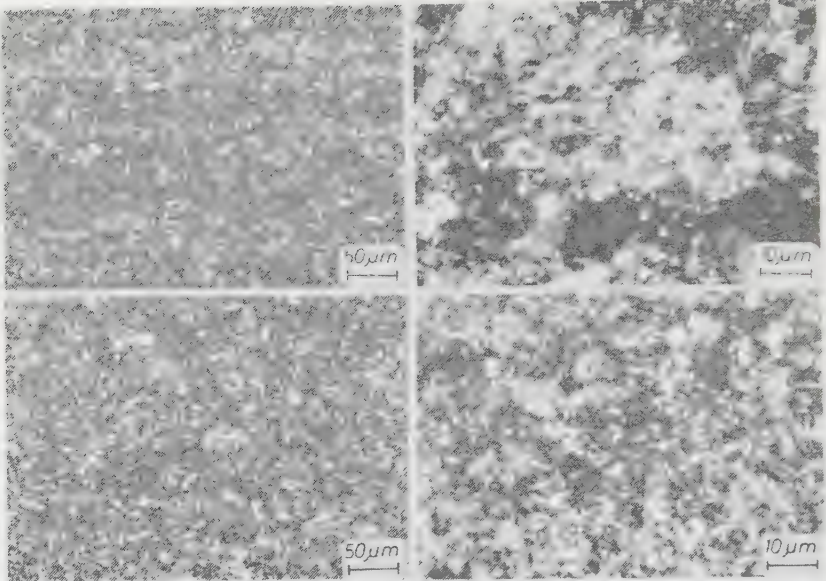


Abb. 13: 100Cr6, bei 950 °C geschmiedet
oben: Längsschliffe
unten: Querschliffe

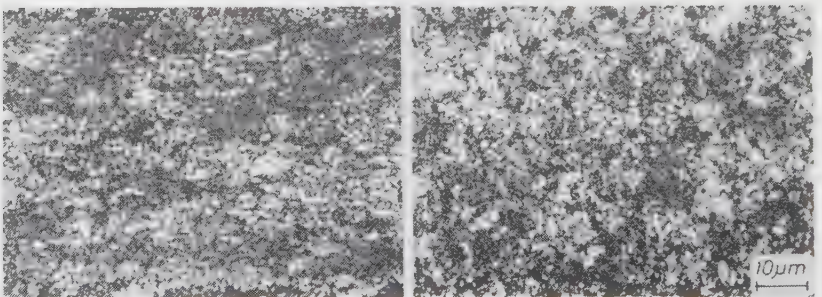


Abb. 14: 100Cr6, bei 800 °C kalibergewalzt
links: Längsschliff rechts: Querschliff

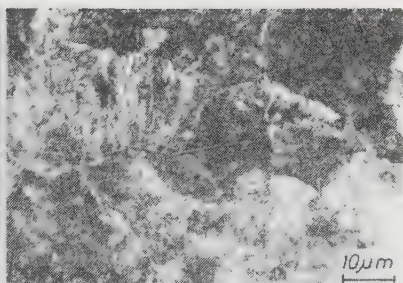
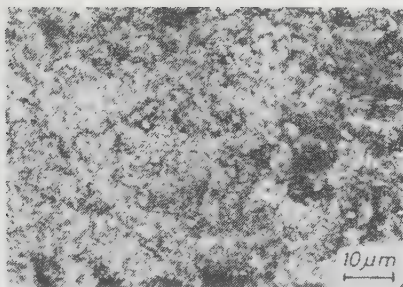


Abb. 15: 100Cr6, bei 950 °C kalibergewalzt, Längsschliff
Abb. 16: 100Cr6, bei 1025 °C kalibergewalzt, Querschliff

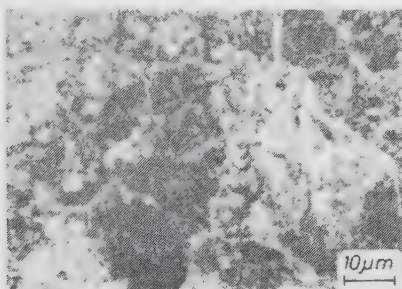


Abb. 17: 100Cr6, bei 1100 °C kalibergewalzt, Querschliff

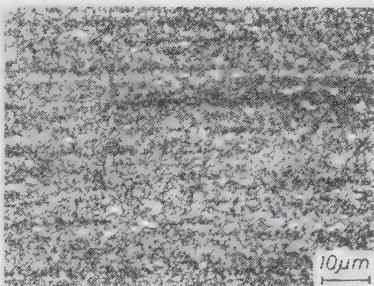
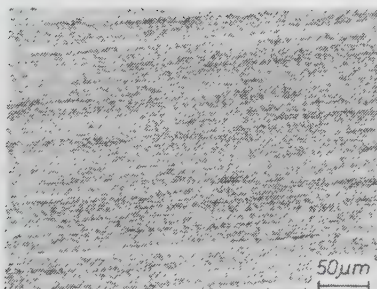


Abb. 18: 100Cr6, bei 750 °C flachgewalzt, Längsschliffe

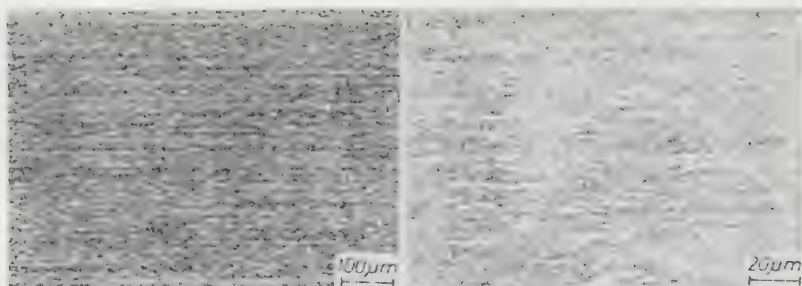


Abb. 19: 100Cr6, bei 800 °C flachgewalzt, Längsschliffe

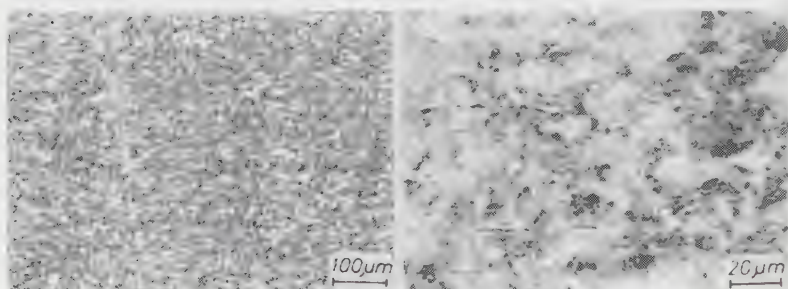


Abb. 20: 100Cr6, bei 950 °C flachgewalzt, Längsschliffe

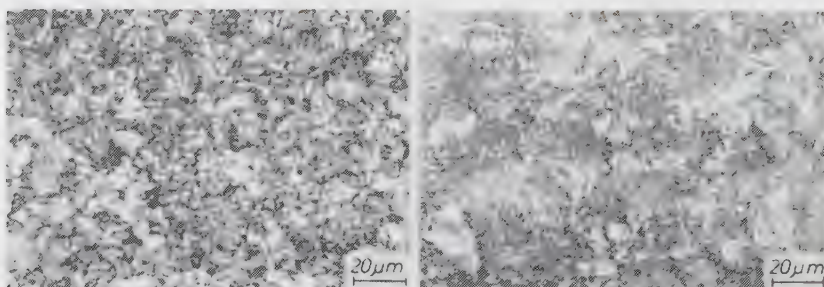


Abb. 21: 100Cr6, bei 1050 °C flachgewalzt, Längsschliffe

Abb. 22: 100Cr6, bei 1100 °C flachgewalzt, Längsschliffe

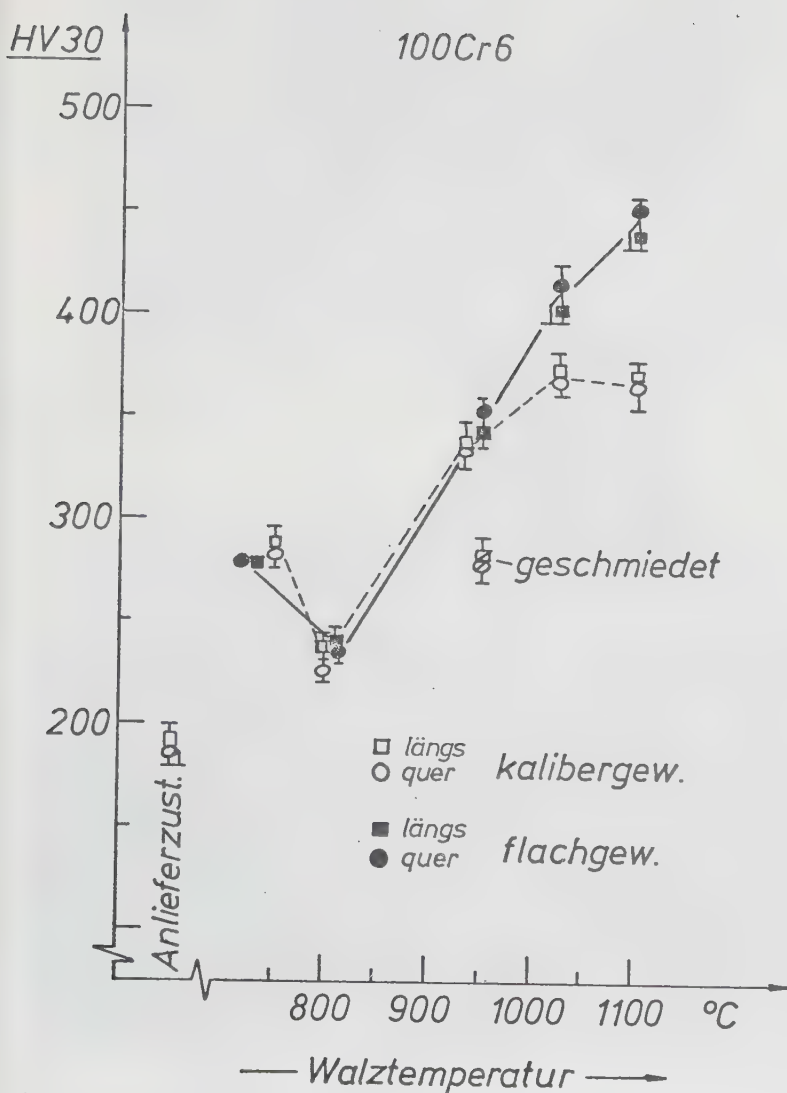


Abb. 23: Härtewerte von 100Cr6 nach Kaliber- und Flachwalzen bei verschiedenen Walztemperaturen

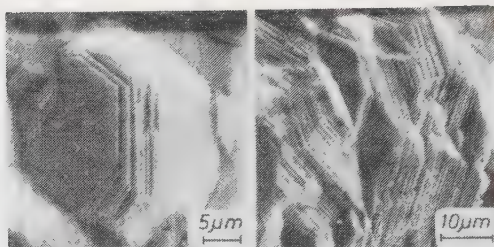


Abb. 24: TiAl6V4, bei 1025 °C gewalzt + 40x pendelgeglüht, Probenoberfläche

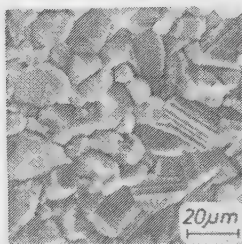


Abb. 25:
Metallniederschlag auf
Quarzglas nach der
Pendelglühung

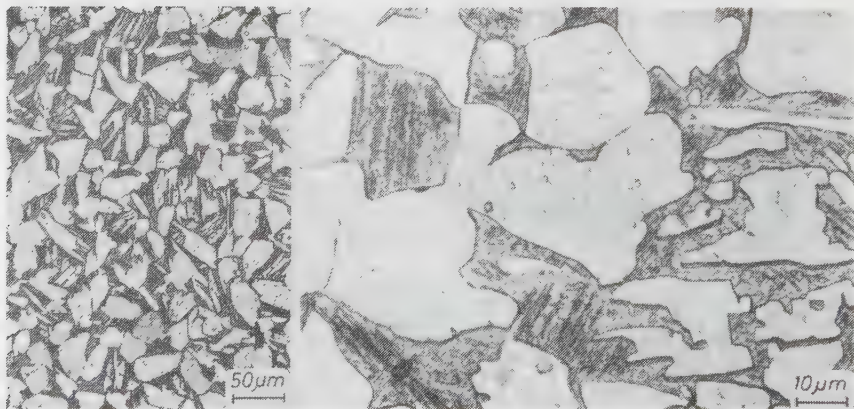


Abb. 26: TiAl6V4, bei 800 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgeglüht

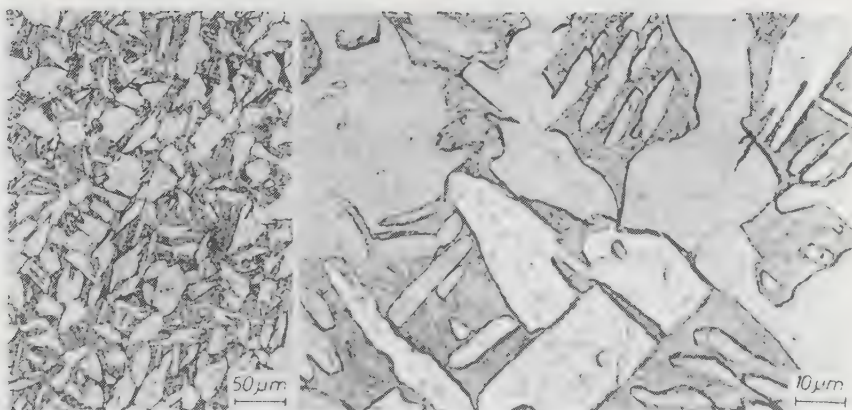


Abb. 27: TiAl6V4, bei 850 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgeglüht



Abb. 28: TiAl6V4, bei 880 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgeglüht



Abb. 29: TiAl6V4, bei 900 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgegl.

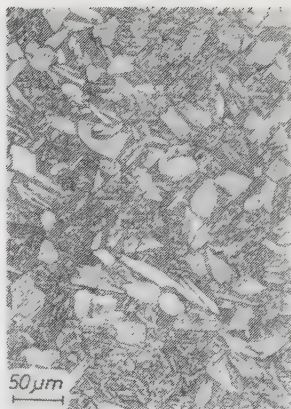


Abb. 30: TiAl6V4, bei 950 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgegl.

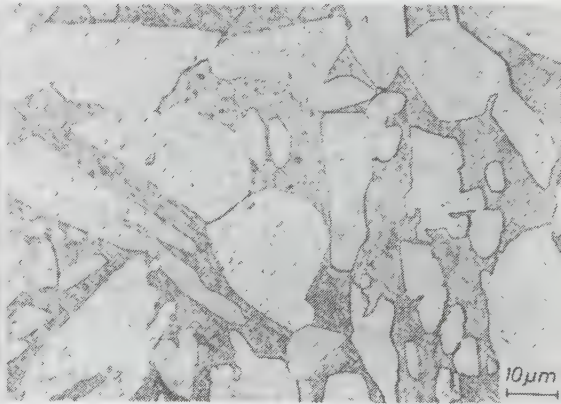


Abb. 31: TiAl6V4, bei 1025 °C kalibergewalzt und 20mal pendelgeglüht

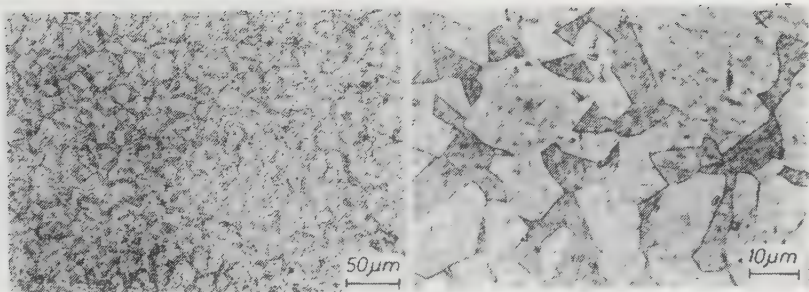


Abb. 32a: TiAl6V4, bei 800 °C kalibergewalzt + 102 h 880°C

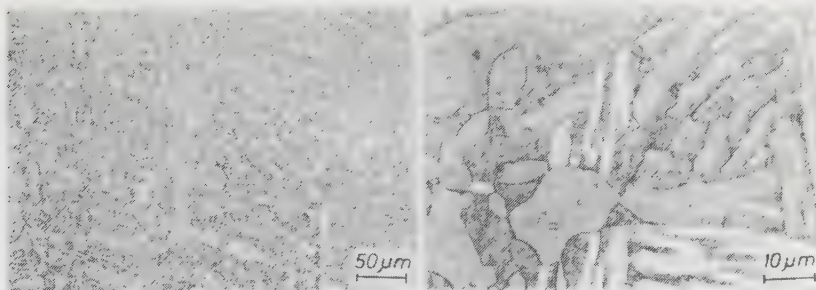


Abb. 32b: TiAl6V4, bei 1025 °C kalibergewalzt + 102 h 880°C

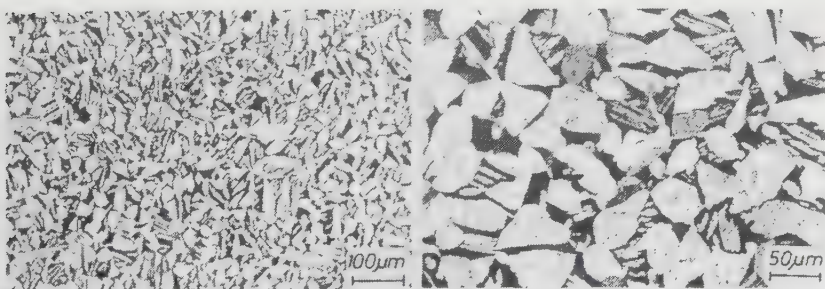


Abb. 33: TiAl6V4, bei 800 °C kalibergewalzt und 17mal pendelgeglüht (links) und 103mal pendelgeglüht (rechts)

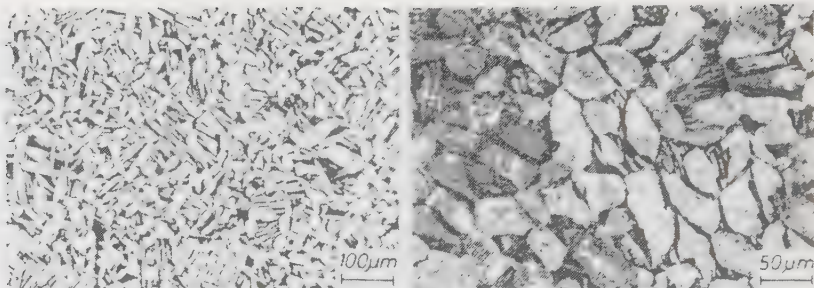


Abb. 34: TiAl6V4 bei 1025 °C kalibergewalzt und 17mal pendelgeglüht (links) und 103mal pendelgeglüht (rechts)

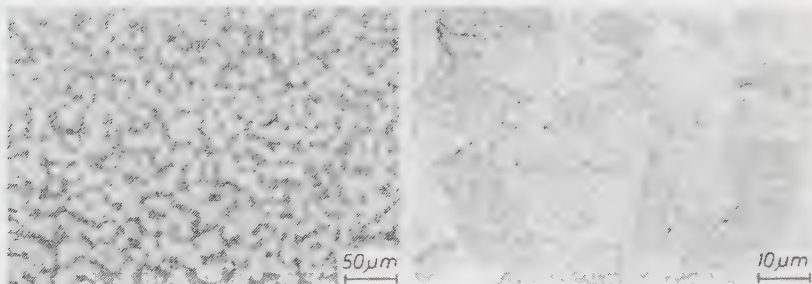


Abb. 35: TiAl6V4, bei 800 °C kalibergewalzt + 270 h 880 °C

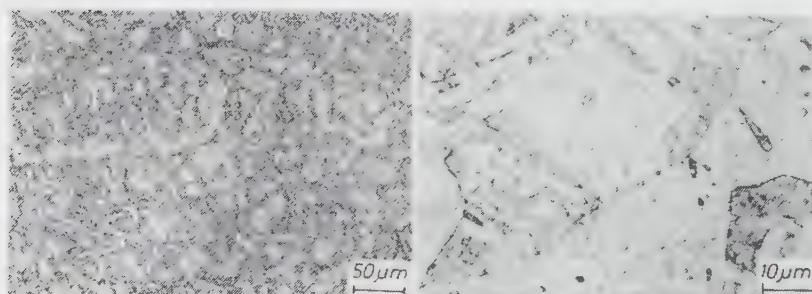


Abb. 36: TiAl6V4, bei 1025 °C kalibergewalzt + 270 h 880 °C

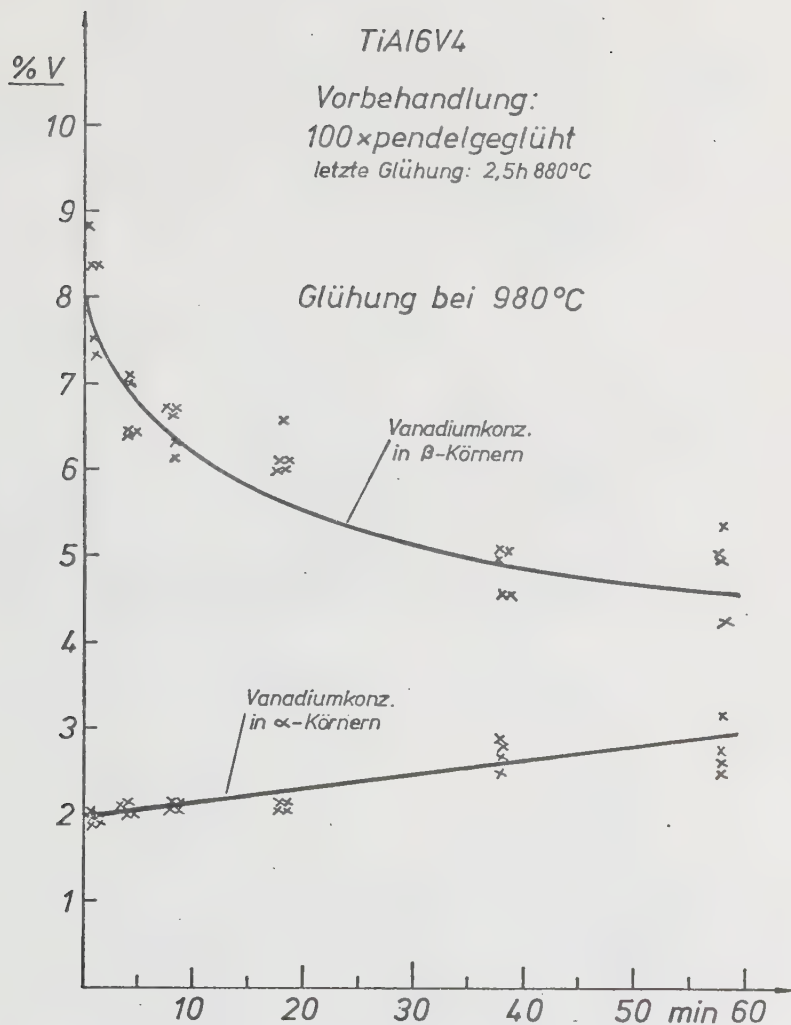
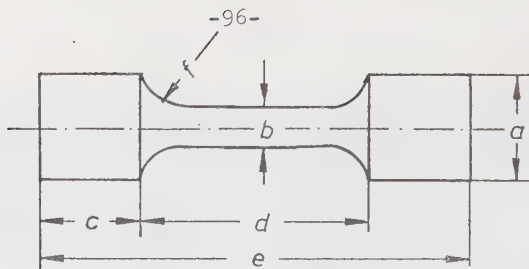


Abb. 37: Einfluß der Glühzeit bei 980 °C auf die Vanadiumkonzentration in α - und β -Körnern.



	a	b	c	d	e	f
Dauerfestigkeitsmessung	5	1,4	6	12	24	8
Zugschwellversuch	5	2,2	6	13	25	8

Abb. 38: Probenabmessungen für Schwingestigkeitsversuche

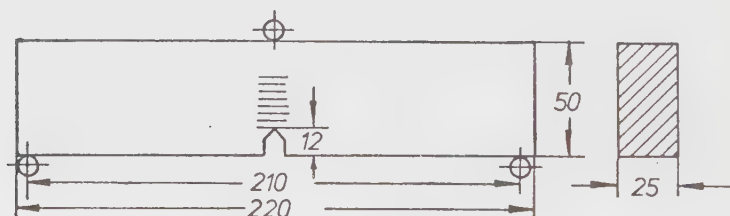


Abb. 39: Abmessungen der Proben für bruchmechanische Versuche

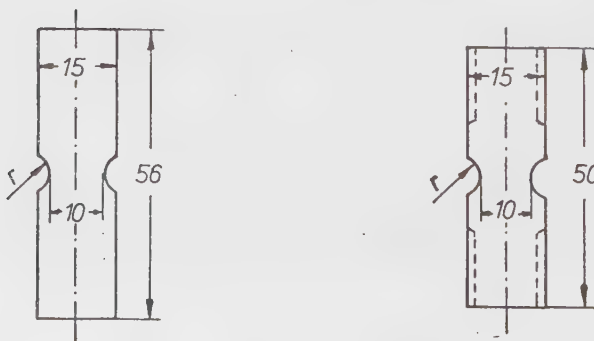


Abb. 40: Proben für Kerschlag- (links) und Kerbzugversuche (rechts)

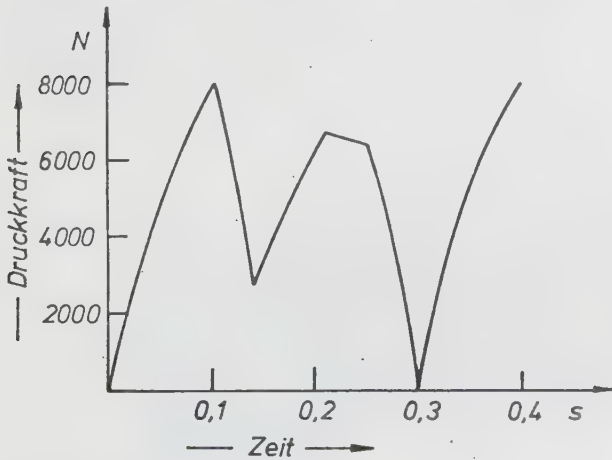
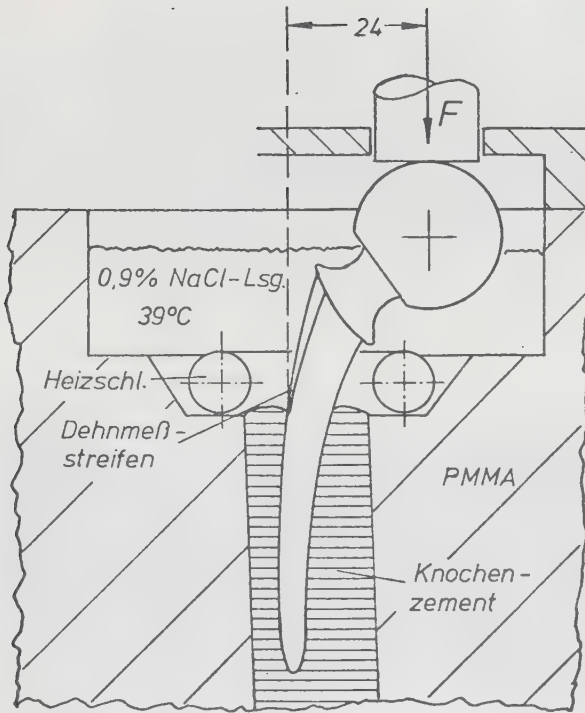


Abb. 41: Versuchsanordnung und Lastkollektiv zur Prüfung des Implantats

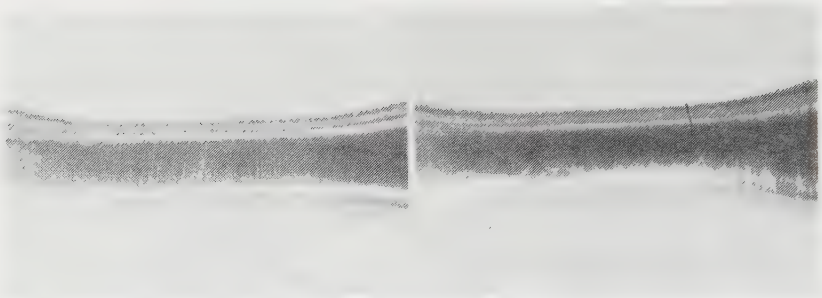


Abb. 42: TiAl6V4, Mantelfläche der Pulserprobe
a) bei 800 °C flachgewalzt b) bei 1025 °C flachgewalzt
N = 128800 N = 67300

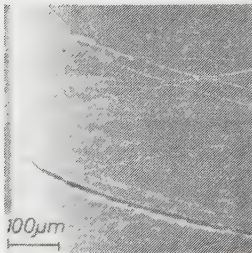


Abb. 43: TiAl6V4
bei 800°C fl.gew.
Mantelfläche der
Pulserprobe

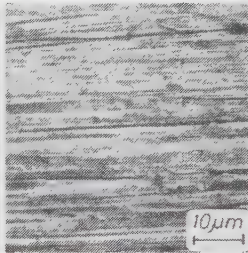


Abb. 44: TiAl6V4
bei 800°C fl.gew.
Mantelfl. der Pul-
serprobe, ca. 1 µm
breite Risse

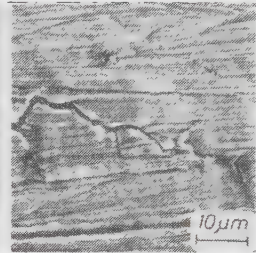


Abb. 45: TiAl6V4
bei 800°C fl.gew.
Mantelfläche der
Pulserprobe,
Rißspitze

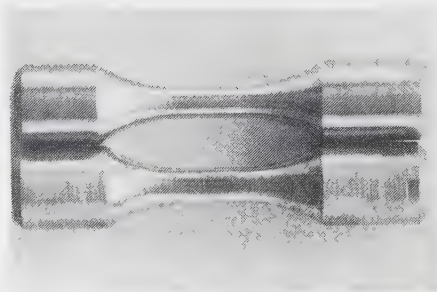


Abb. 46:
100Cr6, Pulserproben
oben: geschliffen
unten: gedreht

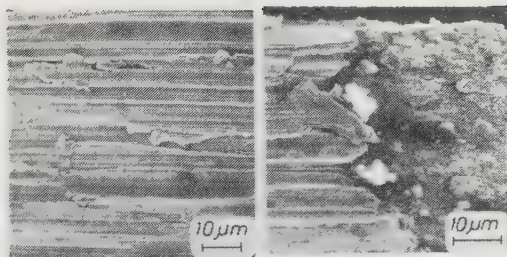


Abb. 47: 100Cr6, bei 750°C fl.gew.
a) Mantelfl. nach Schleifen
b) Mantelfl. nach Schleifen, abgeplatzte Oberflächenschicht

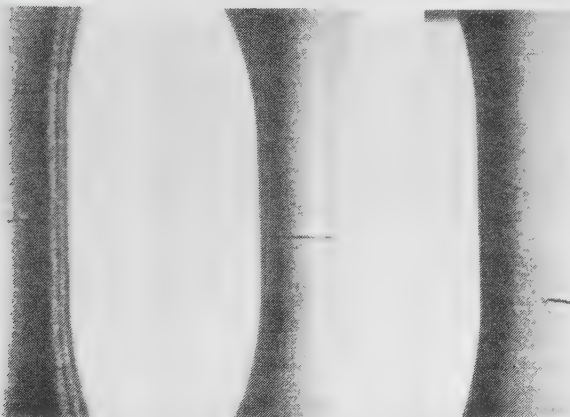


Abb. 48: 100Cr6, bei 750°C fl.gew., Anrisse an Pulserpr.
a) geschliffen N = 237000
b) geschliffen u. nach Zugschwellbeanspr. geätzt N = 91500
c) geschliffen u. nach Zugschwellbeanspruchung geätzt N = 35700

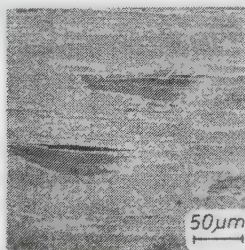


Abb. 49:
100Cr6, 750°C flachgewalzt, längs, Mantelfläche geätzt

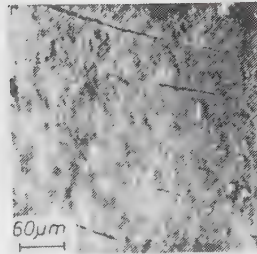


Abb. 50:
100Cr6, 800 °C fl.
gew., Pulserprobe
aus Querrichtung,
Oberfläche stark
abgeätzt

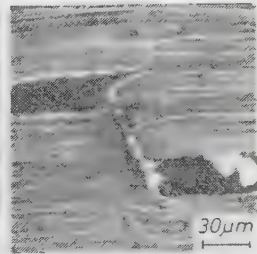
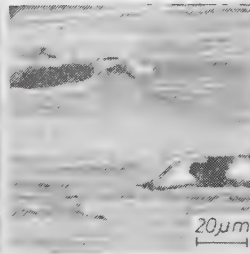
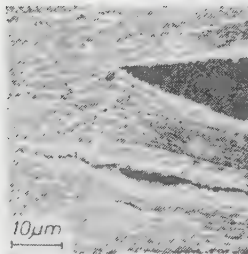


Abb. 51: 100Cr6, 750 °C flachgewalzt, Mantelflächen von
Pulserproben nach Schleifen und Zugschweißbeanspruchung
a) Oberfläche leicht geätzt b) Verformung zw. zwei Rißspitzen c) Gleitung zw. zwei Rißspitzen

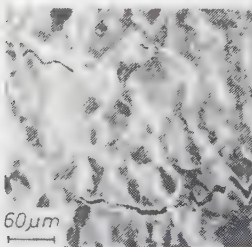


Abb. 52: TiAl6V4,
900 °C fl.gew. und
40mal pendelgeglüht
nach Bearbeitung,
Mantelfläche

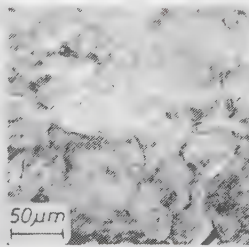


Abb. 53: TiAl6V4,
900 °C fl.gew. und
40mal pendelgegl.
nach Bearbeitung,
Mantelfläche,
Nebenriß

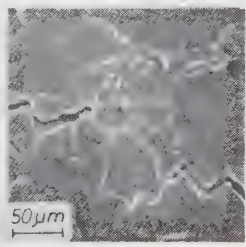


Abb. 54: TiAl6V4,
900 °C fl.gew. und
40mal pendelgegl.
nach Bearbeitung,
Mantelfläche
Hauptriß

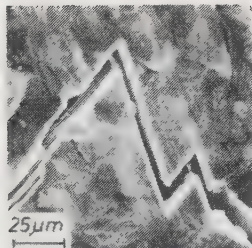


Abb. 55: TiAl6V4, 900 °C flachgewalzt
+ 40mal pendelgeglüht nach Bearbeitung,
 α -Korn an Mantelfläche

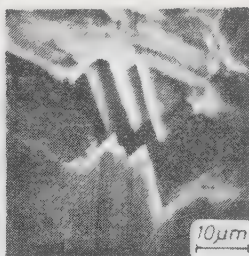


Abb. 56: TiAl6V4, 900 °C gewalzt und
40mal pendelgeglüht nach Bearbeitung,
Mantelfläche der Pulserprobe
a) durch Gleitung b) durch Gleitung
entstandene feine entstandene grobe
Zacken im Riß- Zacken im Riß-
innern innern

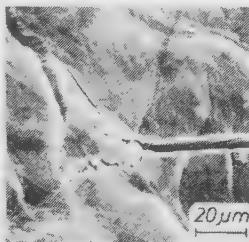
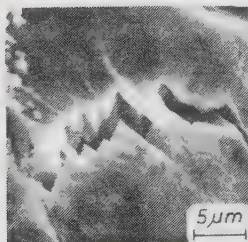


Abb. 57: TiAl6V4, 880 °C fl.gew. und
40mal pendelgeglüht nach Bearbeitung
a) Anrißbildung b) gleiche Stelle
durch Gleitung am Schnittpunkt
mehrerer Korngren-
zen

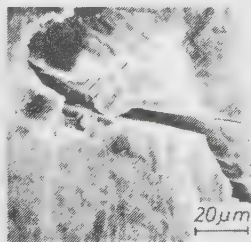


Abb. 58: TiAl6V4,
880 °C fl.gew. und
40mal pendelgegl.
nach Bearbeitg., An-
rißbildung am
Schnittpunkt von
Korngrenzen

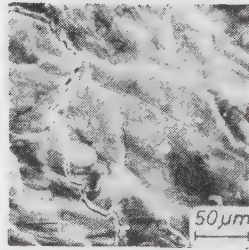


Abb. 59: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgeglüht nach Bearbeitung, Mantelfläche, trans- u. interkristalliner Bruch in einem α -Korn

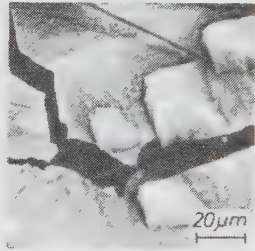
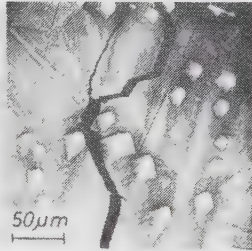
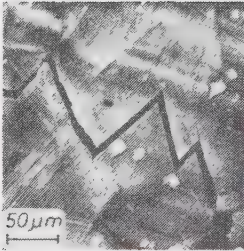


Abb. 60: TiAl6V4, 880 °C fl.gew. + 5min 1025°C/Ofenabkühlung, Mantelfläche

a) Rißverlauf an Korngrenze und innerhalb eines umgew. β -Kornes

b) Rißverlauf zw. α -Platten

c) höhere Vergrößerung, Rißverlauf an der Grenzfläche der α -Platten

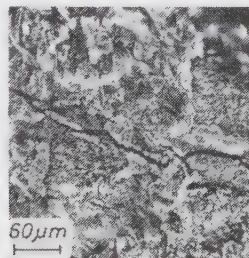


Abb. 61: 100Cr6, 800 °C fl.gew., Mantelfläche, Rißverlauf im Perlit

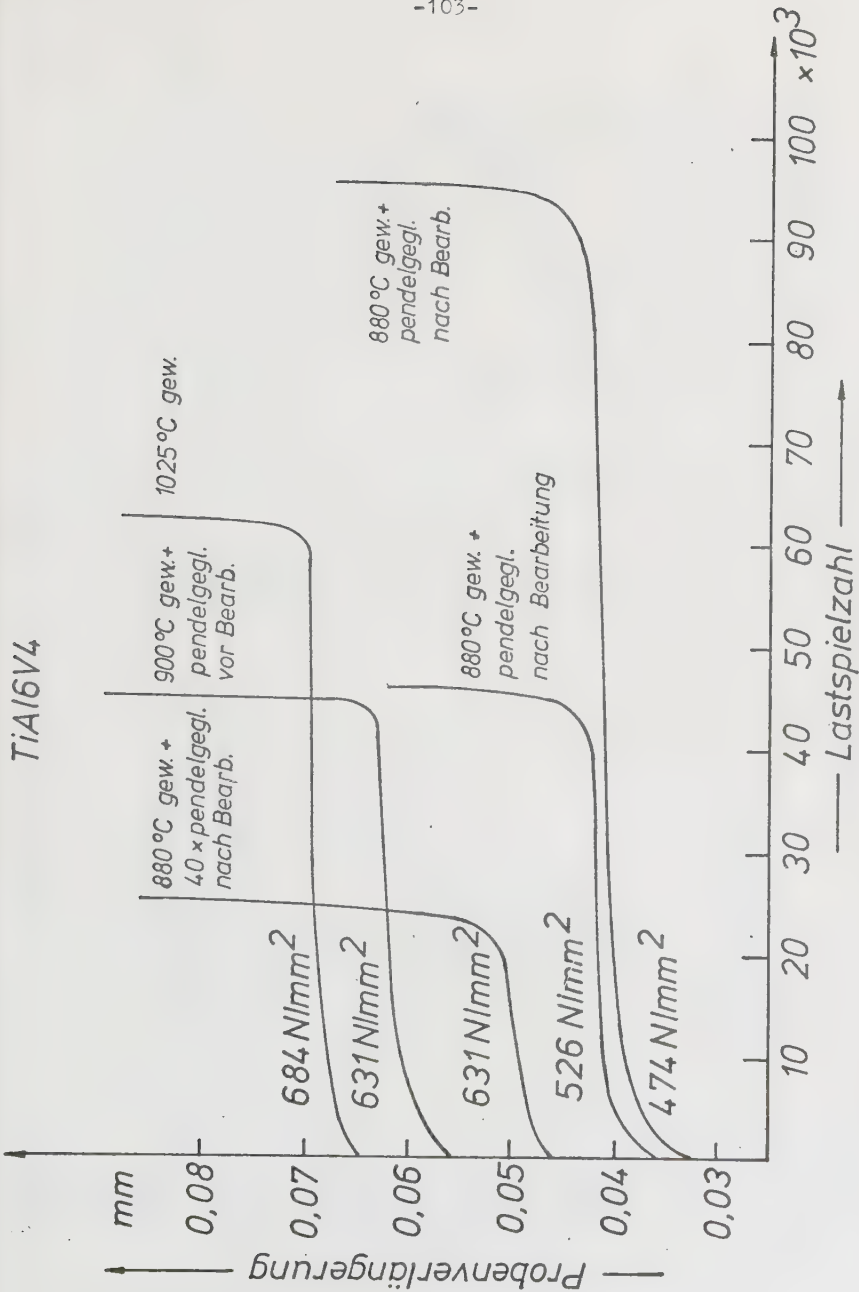


Abb. 62: Verlängerung zurschwellbeanspruchter Pulsenproben aus TiAl6V4 mit verschiedenen Gefüge- und Oberflächenzuständen in Abhängigkeit von der Lastspielzahl

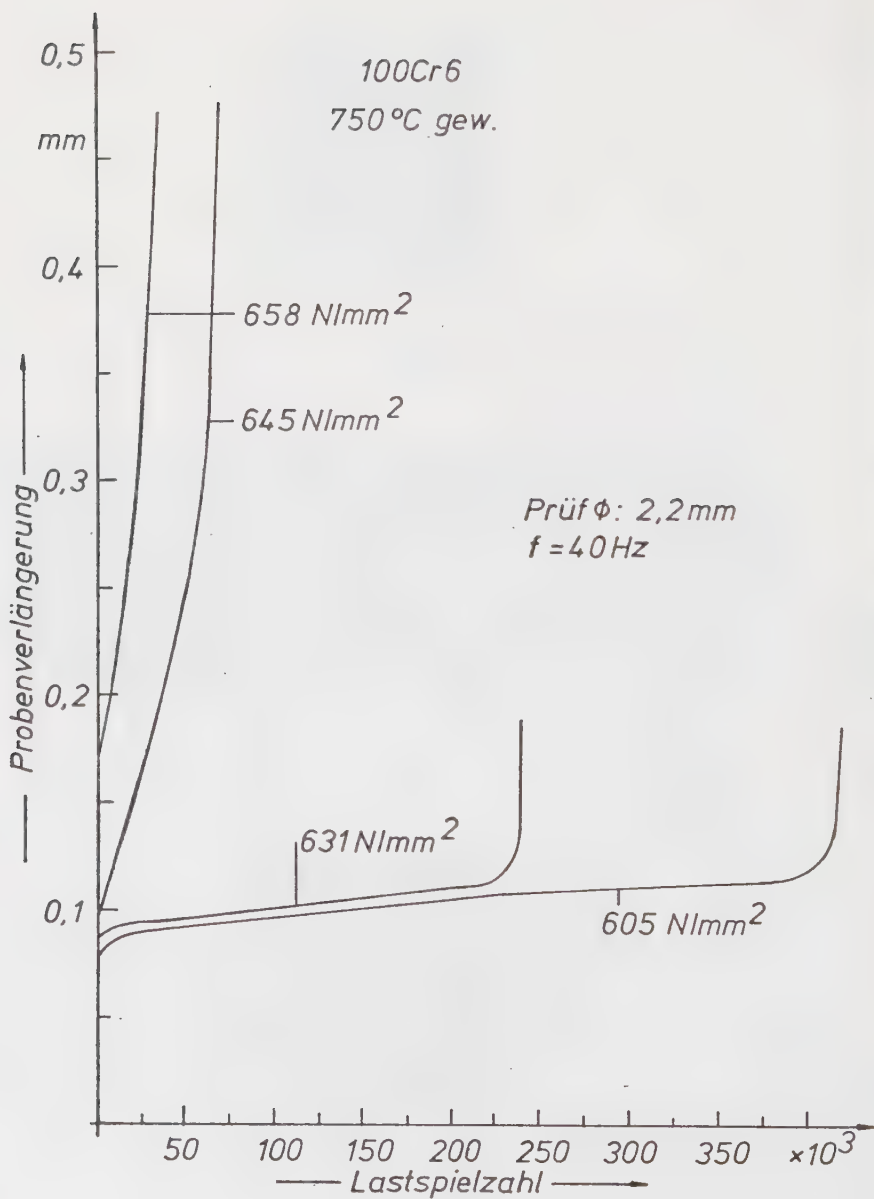


Abb. 63: Verlängerung zugschwellbeanspruchter Pulserproben aus 100Cr6 in Abhängigkeit von der Lastspielzahl

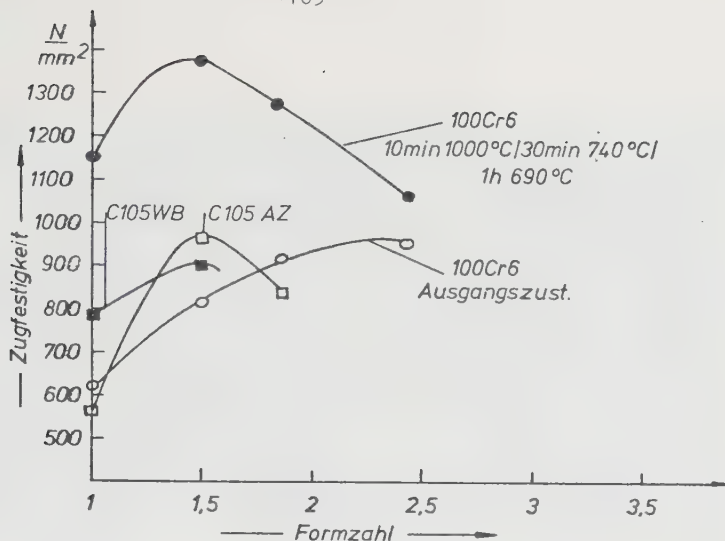


Abb. 64: Einfluß von verschiedenen scharfen Oberflächenkerben auf die Zugfestigkeit von 100Cr6 und C105

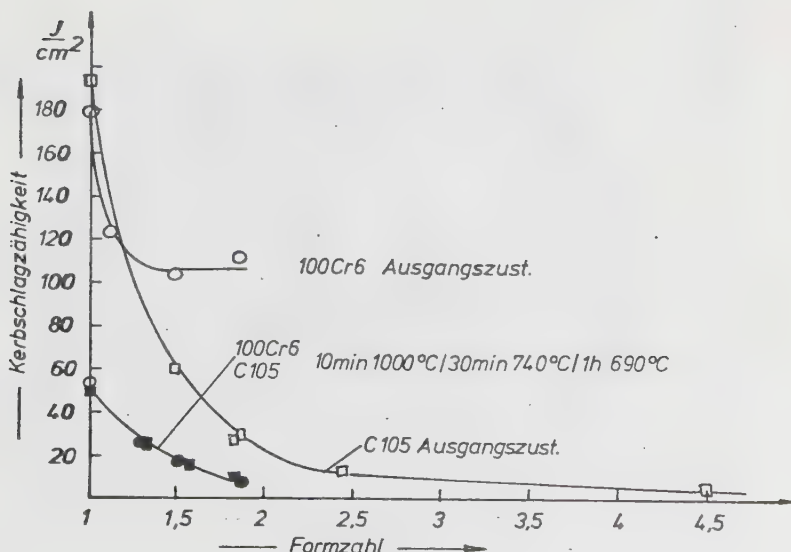


Abb. 65: Einfluß von verschiedenen scharfen Oberflächenkerben auf die Kerbschlagzähigkeit

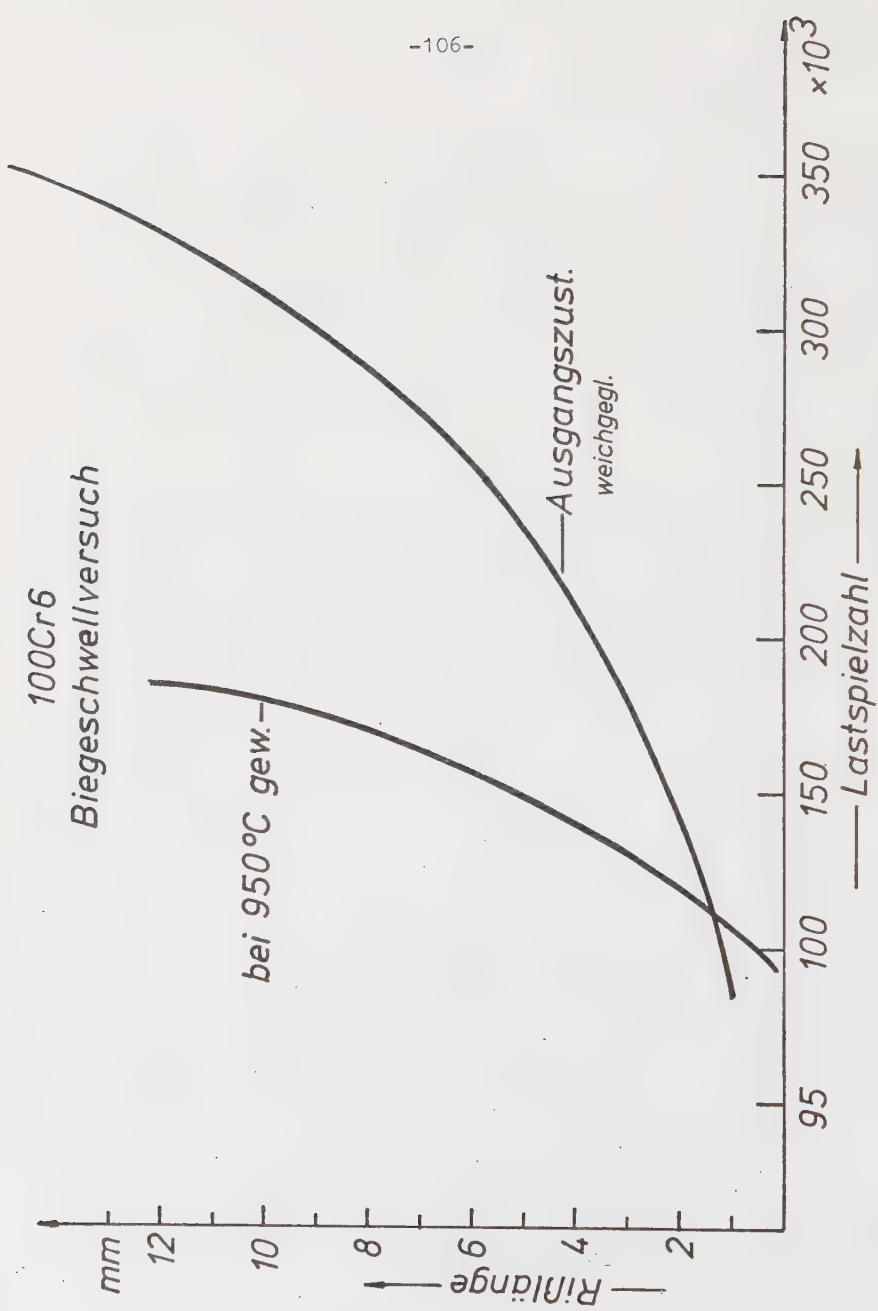


Abb. 66: Rißlänge in Abhängigkeit von der Lastspielzahl bei 100Cr6 in Ausgangszustand und im 950 °C gewalzten Zustand



Abb. 67: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgegl., Anriß im α -Korn



Abb. 68: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. u. wie Abb. 68, ca. 40mal pendelgegl. 50 μm tief abge- Rißverlauf im Ge- schliffen fuge

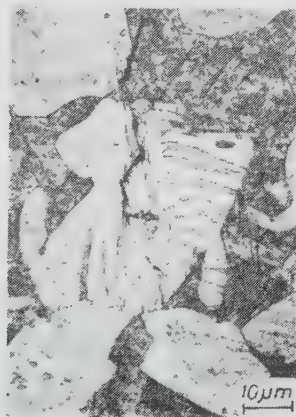
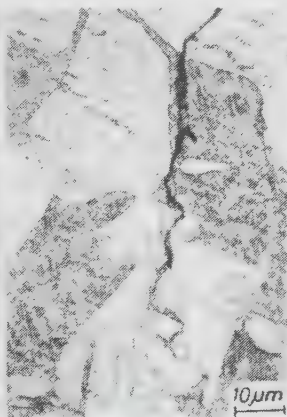


Abb. 70: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgeglüht, Rißspitzen in α -Körnern, Zwillingsbildung



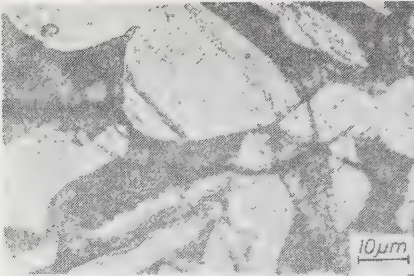


Abb. 71: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40mal pendelgegl.,
Zwillingsbildung an den Riß-
flanken

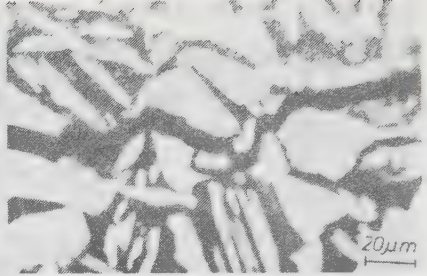
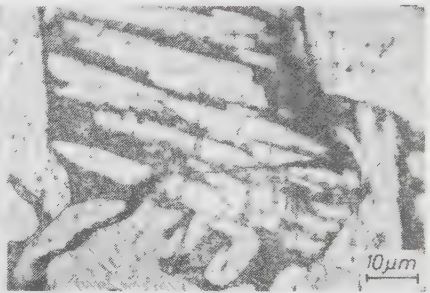


Abb. 72: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40mal pendelgegl.,
Rißmitte, Rißschleife im
 α -Korn



Abb. 73: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40mal pendelgegl.
a) Umgehen von α -Platten



b) gleiche Stelle wie a),
Schneiden von α -Platten



Abb. 74: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40 mal pendelgegl.
runder Rißverlauf in einem
 α -Korn

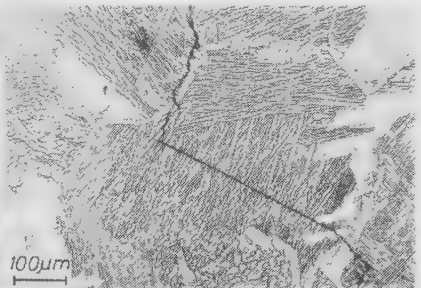


Abb. 75: TiAl6V4, 880 °C fl. gew. + 5 min 1025°C/Ofenabk.,
geradliniges Schneiden eines
umgew. β -Korns

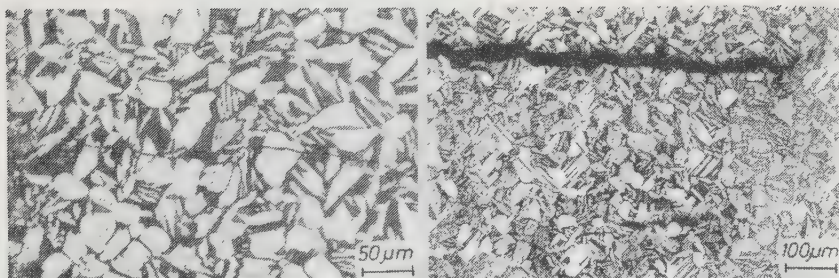


Abb. 76: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgegl.,
Pulserprobe in 0,9 %-iger NaCl
a) Rißverlauf durch das Gefüge b) tiefer abgeschliffen,
größere Rißöffnung

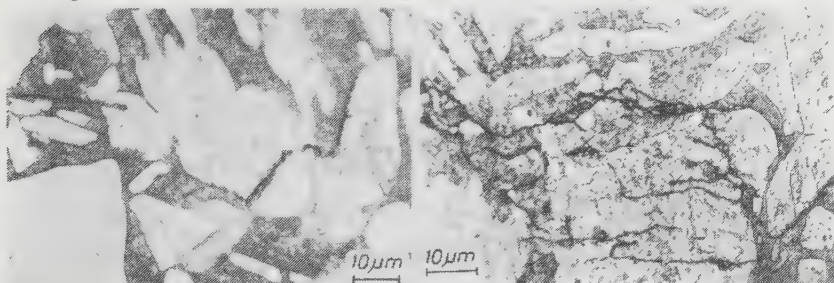


Abb. 77: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40mal pendelgegl.,
Pulserprobe in 0,9%-iger NaCl, Rißspitze
Abb. 78: TiAl6V4, 900 °C fl. gew. und 40mal pendelgegl.,
Pulserprobe in 0,9%-iger NaCl, starke Rißverzweigung

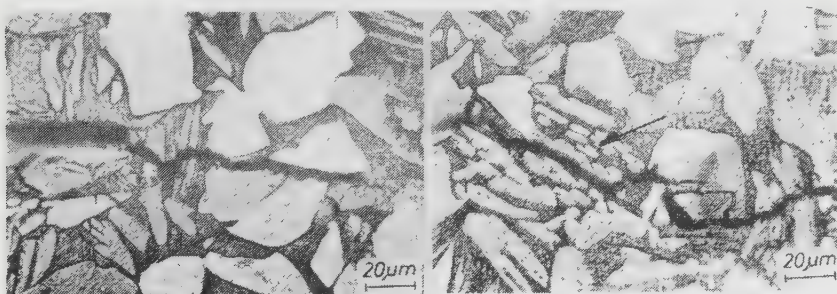


Abb. 79: TiAl6V4, 900 °C flachgewalzt und 40mal pendelgegl.,
Pulserprobe in 0,9%-iger NaCl
a) Zwillingsbildung in einem globularen α -Korn b) Zwillingsbildung in einer α -Platte

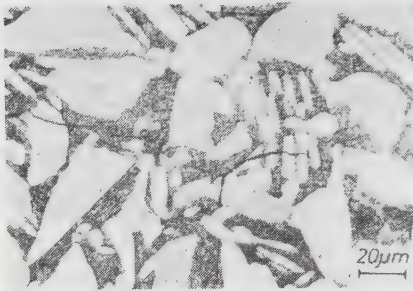


Abb. 80: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgeglüht, Pulserprobe in 0,9%-iger NaCl, gleiche Stelle wie Abb. 79b, andere Schliffebene

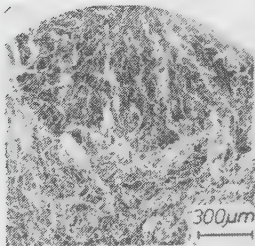


Abb. 81: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgegl., Schwingungsriß auf der Bruchfl. der Pulserprobe



Abb. 82: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. u. 40mal pendelgegl., Beginn des Schwingungsrissses

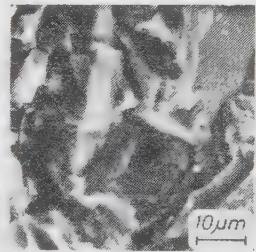


Abb. 83: TiAl6V4, wie Abb. 82, höhere Vergrößerung

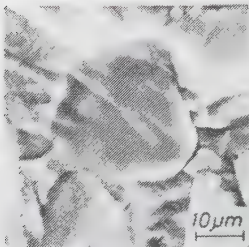
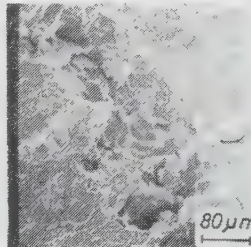
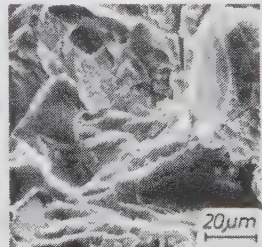


Abb. 84: TiAl6V4, 900 °C fl.gew. und 40mal pendelgeglüht, Bruchfläche der Pulserprobe

a) α-Korn in der Rißmitte



b) Übergang Schwingungsriß - Restbruchfläche



c) wie b), höhere Vergrößerung

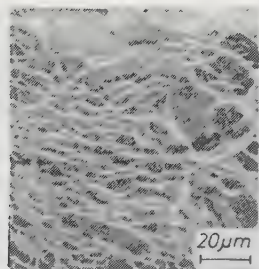
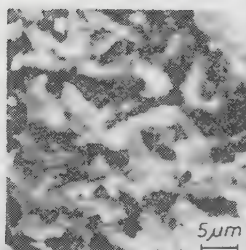
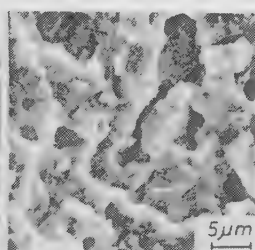


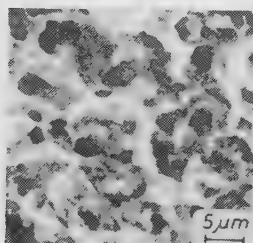
Abb. 85: TiAl6V4, 800 °C
fl.gew. und 40mal pendel-
geglüht, einachsiger
Zugversuch, Bruchfläche



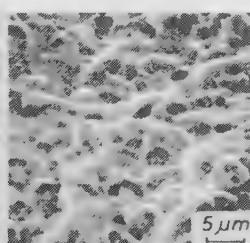
a) Beginn des
SchwingungsrisSES



b) Mitte des
SchwingungsrisSES



c) Spitze des
SchwingungsrisSES



d) Restbruchfläche

Abb. 86: TiAl6V4, 900 °C flachgewalzt,
zugschwellbeanspruchte Pulserprobe

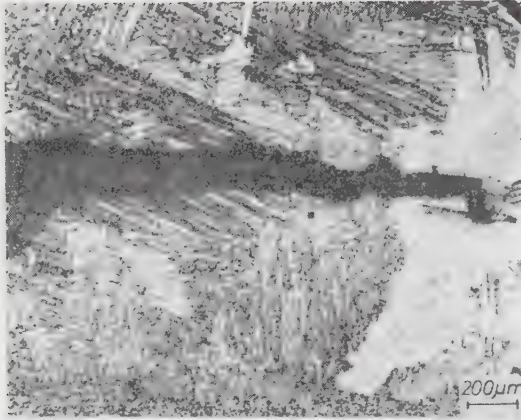


Abb. 87:
 $\text{TiAl}_4\text{Fe}_{0,75}\text{Ag}_{0,25}$,
Rißverlauf im
Gefüge, Druckseite

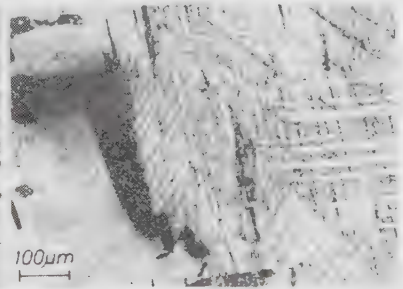
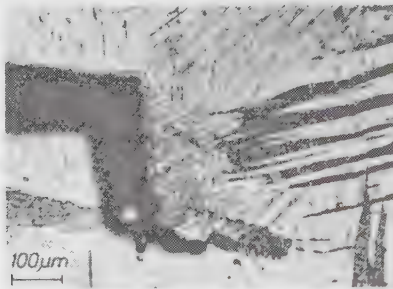


Abb. 88: $\text{TiAl}_4\text{Fe}_{0,75}\text{Ag}_{0,25}$, Druckseite

a) Rißspitze

b) wie a, andere Schliffebene

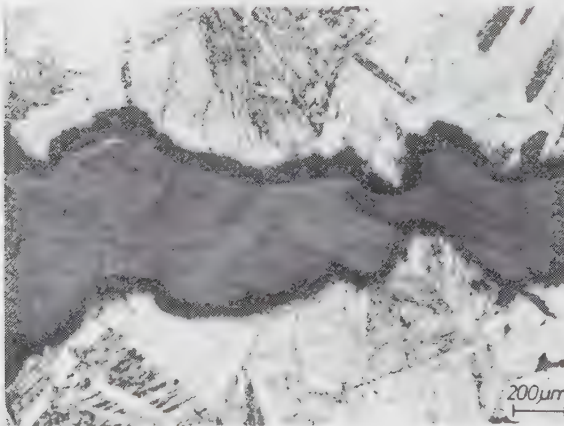


Abb. 89:
 $\text{TiAl}_4\text{Fe}_{0,75}\text{Ag}_{0,25}$,
Rißverlauf im
Gefüge, Zugseite

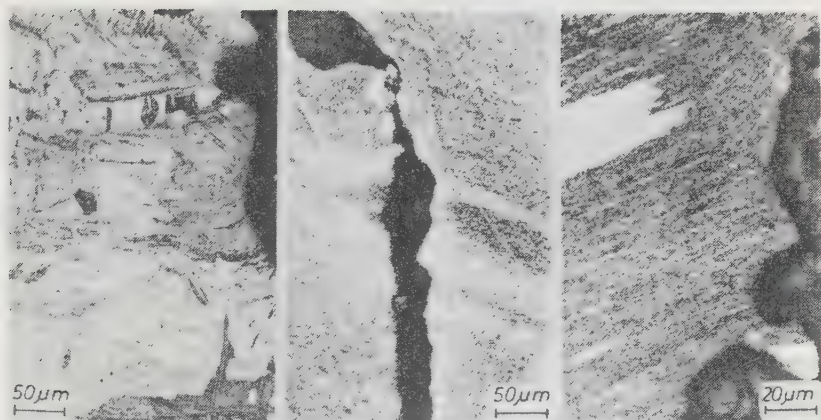


Abb. 90: $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{0,75}\text{AgO}_{0,25}$, Zugseite, plastische Verformung der Rißumgebung



Abb. 91: $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{0,75}\text{AgO}_{0,25}$, Zugseite

Abb. 92: wie Abb. 91, Richtungsänderung an einer Korngrenze

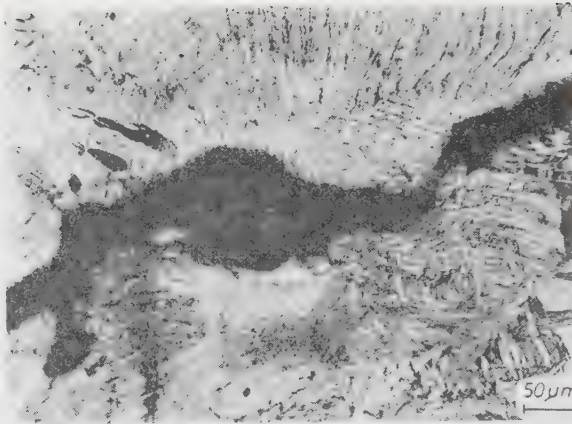


Abb. 93:
 $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$
 plastische
 Verformungen
 neben Riß

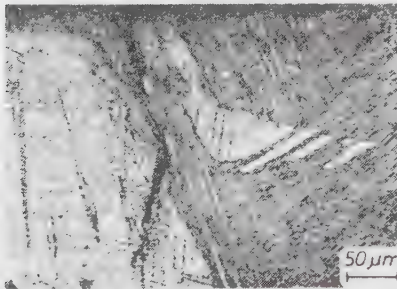


Abb. 94: $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$
 Nebenriß

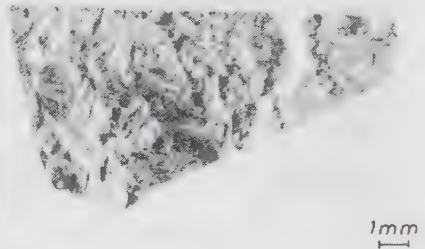


Abb. 95: $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$
 Bruchfläche des Implantats

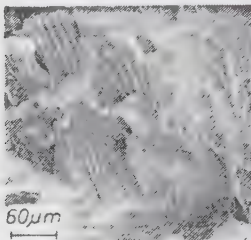
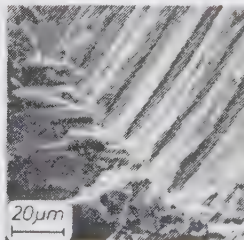
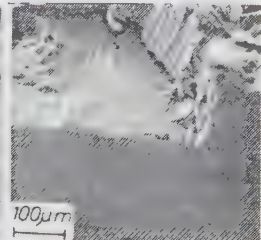


Abb. 96: $\text{TiAl}_4\text{FeO}_{,75}\text{AgO}_{,25}$, Bruchflächen
 a) Bereich der
 Rißspitze auf
 Druckseite



b) geschnittene
 α -Platten, Zug-
 seite



c) Kante Bruchfläche -
 Schlißfläche, Druck-
 seite, Richtungsände-
 rung an Korngrenze

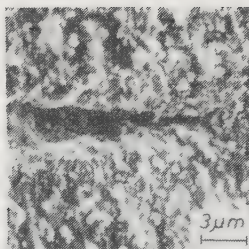


Abb. 97: 100Cr6,
750 °C fl.gew.,
Rißspitze



Abb. 98: 100Cr6, Rißbildung im Proben-
innern
a) 750 °C fl.gew. b) 800 °C fl.gew.

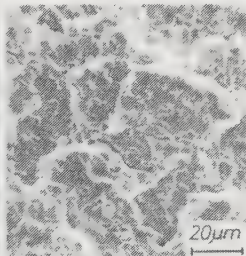
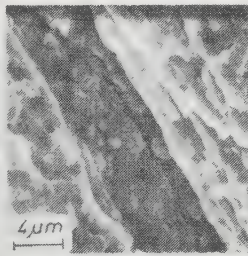
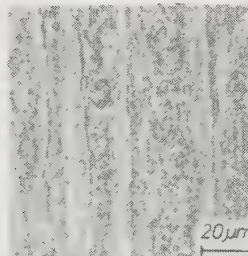
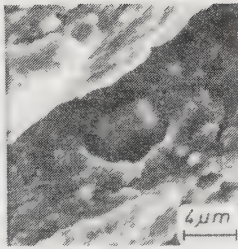


Abb. 99: 100Cr6, 800 °C fl.gew., Bruchflächen
a) Pulserprobe b) wie a, höhere c) Pulserprobe aus
aus Querrichtung Vergrößerung Längsrichtung

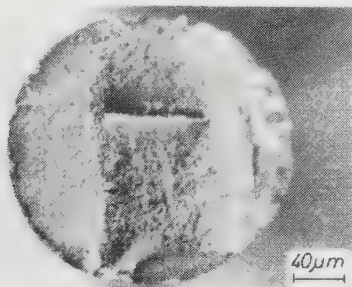


Abb. 100: 100Cr6, 750 °C fl.
gew., Pulserprobe aus Längs-
richtung, Bruchfläche

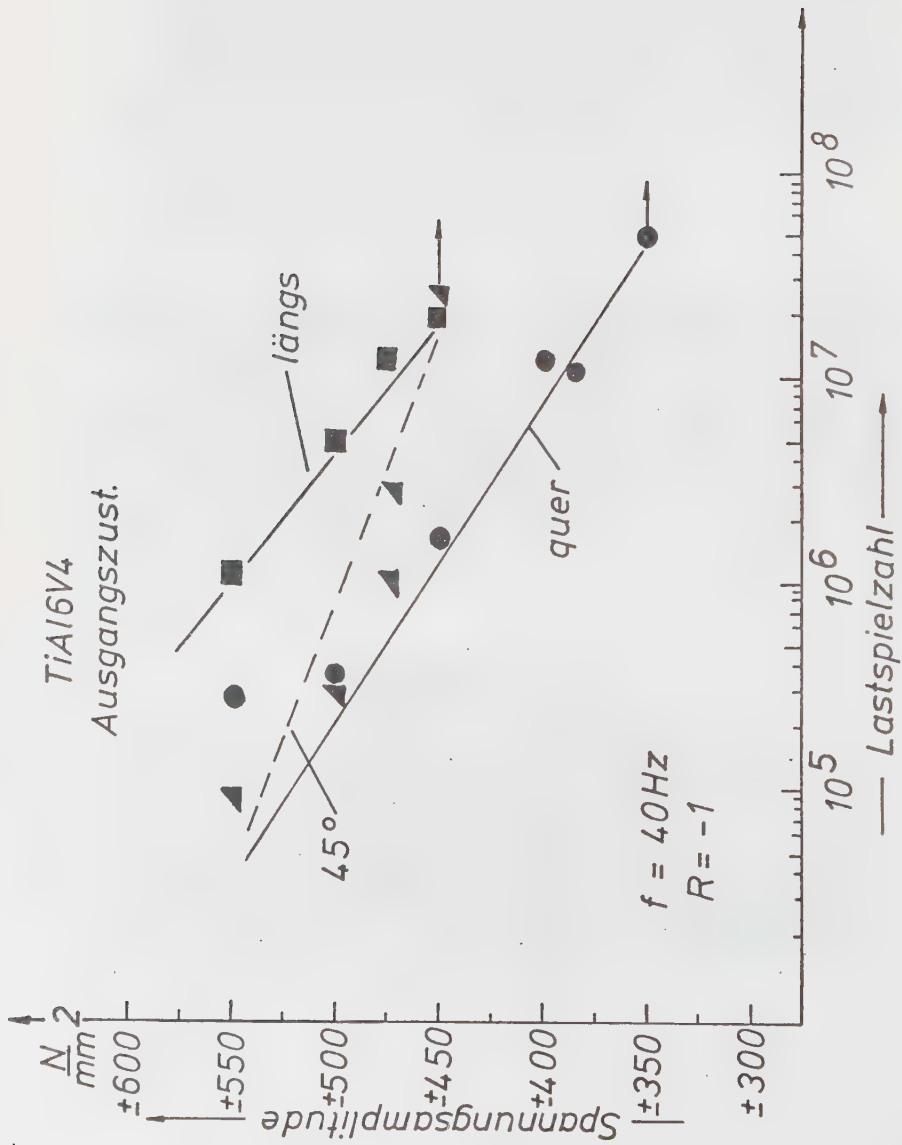


Abb. 101: Wöhlerkurve von TiAl6V4 im Ausgangszustand

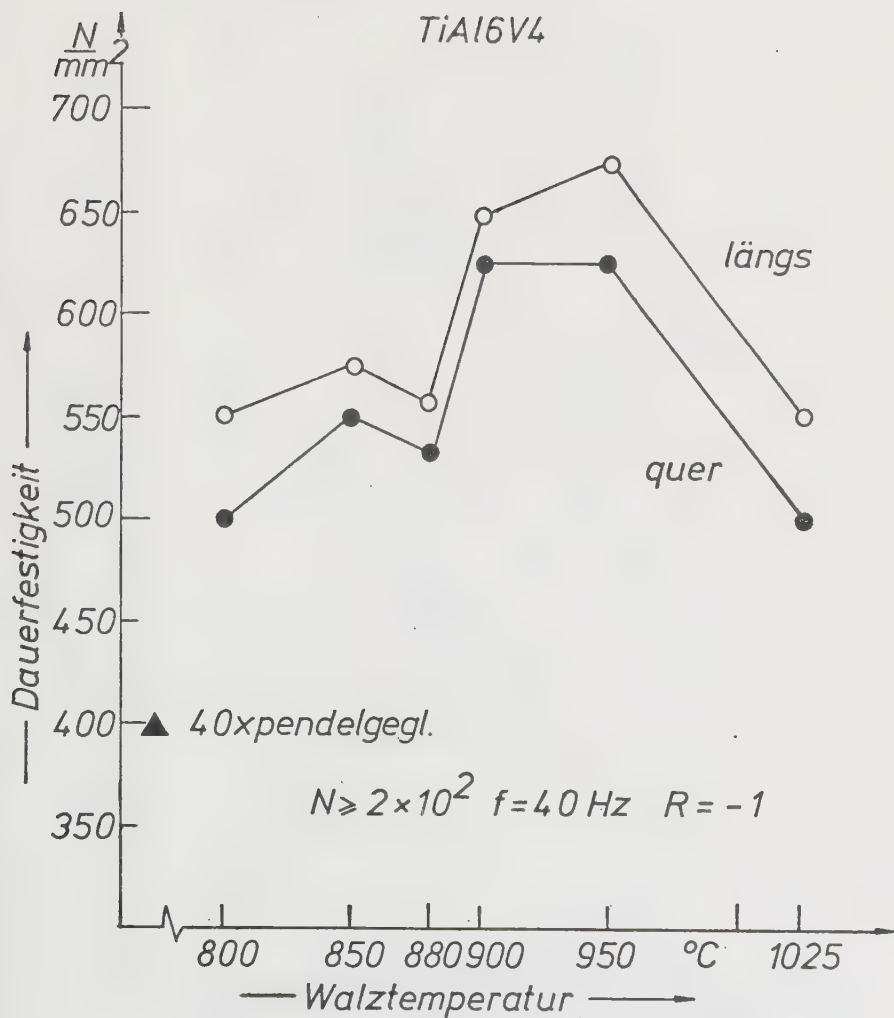


Abb. 102: Einfluß verschiedener Walztemperaturen und einer Pendelglühung auf die Dauerfestigkeit von TiAl6V4

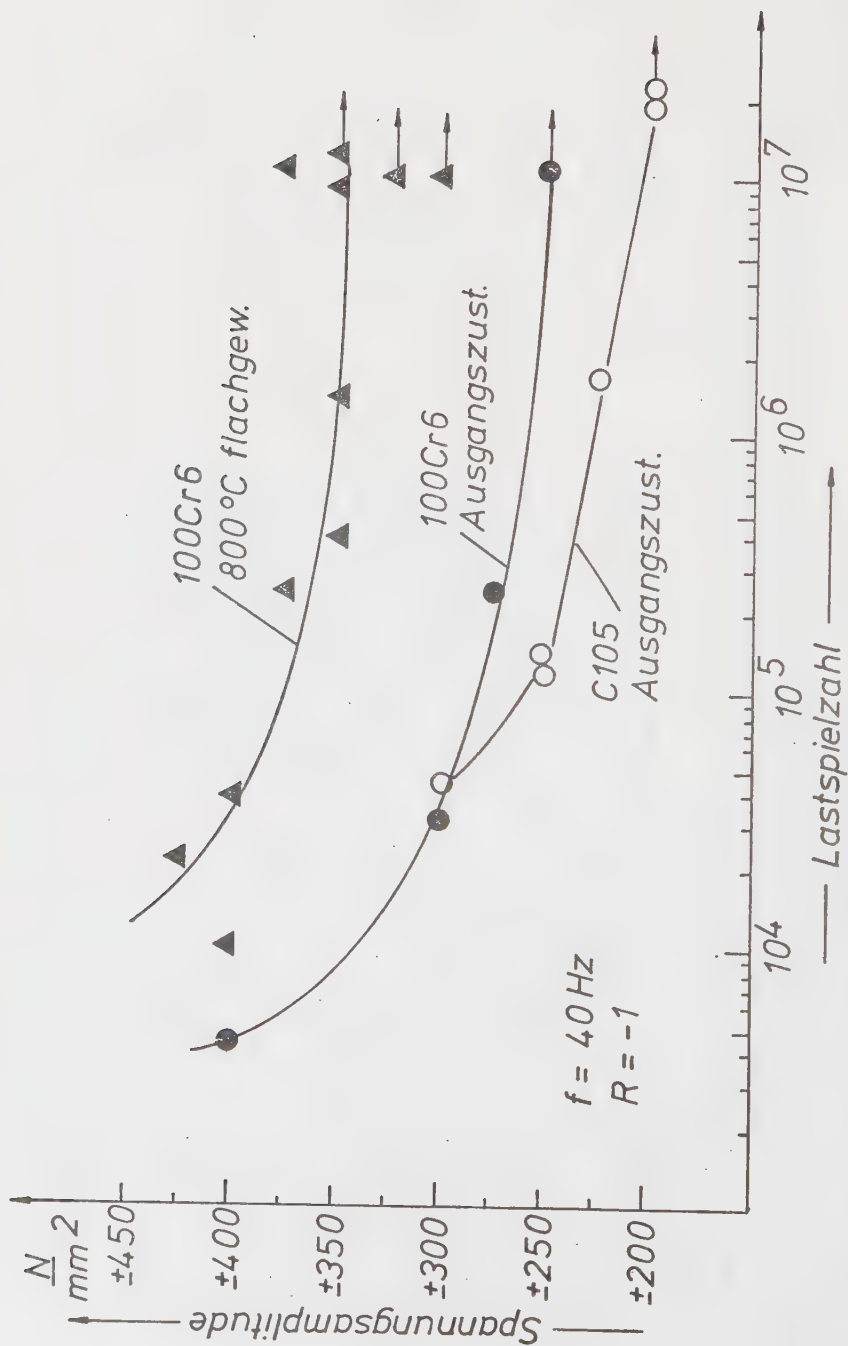


Abb. 103: Wöhlerkurven von 100Cr6 im Ausgangs- und 800 °C gewalzten Zustand und von C105 im Ausgangszustand

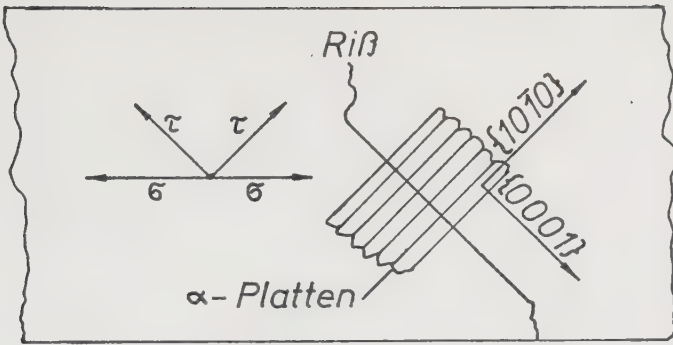


Abb. 104: Orientierung des Risses und der α -Platten zur Zug- und Schubspannungsrichtung bei der 5 min bei 1025 °C geglühten und ofenabgekühlten Probe aus TiAl6V4

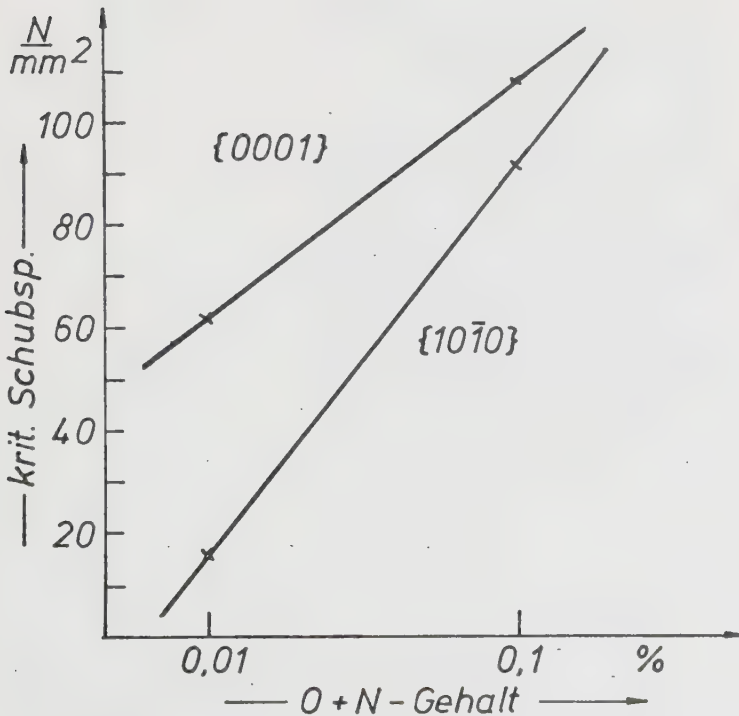


Abb. 105: Einfluß des Sauerstoff- und Stickstoffgehaltes auf die kritischen Schubspannungen⁵⁰⁾

Mein Dank gilt

Herrn Professor Dr. U. Zwicker für die zahlreichen Anregungen und die Unterstützung beim Anfertigen dieser Arbeit,

der FAG Kugelfischer Georg Schäfer & Co. für die Überlassung des Werkstoffes 100Cr6,

allen Mitarbeitern des Lehrstuhls Werkstoffwissenschaft (Metalle) für ihre Mithilfe bei den Experimenten, insbesondere Herrn A. Sokolean für die Schwingversuche und Herrn H. Röllig für die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen.

Lebenslauf

Wolfgang G. Böhm
geboren am 29. 3. 1951
in Oppertshofen, Bayern
Eltern Georg Böhm, Ing.
Ursula Böhm, geb. Krön
Familienstand verheiratet seit 28. 11. 1975 mit
Petra Böhm, geb. Salzmann
1957-1961 Besuch der Volksschule in
Bäumenheim
-1970 Neusprachl. Gymnasium in Donauwörth
1970 Reifeprüfung
1970-1975 Studium der Fachrichtung Werkstoff-
wissenschaften an der Universität
Erlangen-Nürnberg
1972 Diplom-Ingenieur-Vorprüfung
1975 Diplom-Ingenieur-Hauptprüfung
Abschlußrichtung: Werkstoffkunde und
Technologie der Metalle, Thema der
Diplomarbeit: Einfluß von Wasser-
stoff auf die supraleitenden Eigen-
schaften von Niob-Titan-Legierungen
und A15-Phasen
1. 10. 1975 Verwalter der Dienstgeschäfte eines
- 31. 3. 1977 wissenschaftlichen Assistenten
und
1. 4. 1977 Wissenschaftlicher Assistent am Lehr-
- 31. 3. 1978 stuhl Werkstoffwissenschaft(Metalle),
Prof. Dr. U. Zwicker, der Friedrich-
Alexander-Universität Erlangen-
Nürnberg

Copy-Center 2000

852 ERLANGEN · Obere Karlstr. 30
Tel. 09131-26197